REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

UNIVERSITE BADJI MOKHTAR, ANNABA



ANNEE 2005

Faculté des sciences de l'ingénieur

Département de métallurgie et génie des matériaux

MEMOIRE DE MAGISTER

Présenté en vue de l'obtention du diplôme de MAGISTER

Option : Fonderie

THEME

Etude de l'influence des éléments carburigènes sur la structure et les propriétés des fontes au chrome.

Présenté par :

Mr MAOUCHE Hichem

Directeur de mémoire : Mr HADJI Ali Pr U. ANNABA

Président :

Examinateurs :

SOMMAIRE

Dédicace

Je dédié ce modeste mémoire à :

Mes parents qui m'ont soutenu le long de ma vie,

Mes frères, mes sœurs,

Tous les membres de ma famille,

Tous mes amis " Naaim, Mourad, Abdallaitf, farid… "

Et

Tous mes copains d'université.

H. MAOUCHE

Remerciements

J'aimerai avant tout remercier « ALLAH »

Je tiens à remercier mes parents qui m'ont soutenu tout le long de ma vie et c'est grâce à eux que je suis arrivé à ce niveau.

Ce mémoire concrétise trois années de thèse effectuées au département métallurgie et génie des matériaux à Annaba. Je remercie particulièrement monsieur ***HADJI Ali*** *Professeur, au département de métallurgie et génie des matériaux de l'université de Annaba, qui a assuré l'encadrement de ma thèse au quotidien. Je tiens à lui exprimer toute ma reconnaissance pour sa disponibilité.*

J'exprime également ma gratitude et mon profond respect à l'égard de monsieur…………,………………au département de métallurgie et génie des matériaux à l'université de Annaba., de m'avoir fait l'honneur de présider le jury de ma soutenance.

Je remercie également tous les enseignants de département de métallurgie et génie des matériaux spécialement nos aimables enseignants ***Mr HACINI. M, Mr LEMMOUI. A, Mr CHABOUR. S,…***

Je tiens également à remercier Monsieur ***BANABRI Mohamed*** *ex-ingénieur à la fonderie ALFET de TIARET, ainsi que tous les travailleurs d'unité acier, fonte et tous les membres du laboratoire. Sans oublier* ***BENKHALFA Boumediene*** *de l'université de TIRET*

Je tiens également à remercier Monsieur ***TIDJANI Ramdani*** *ingénieur de laboratoire au département de métallurgie génie des matériaux à l'université de Annaba pour son aide.*

Je tiens également à remercier Monsieur ***RABHI MESSAOUD*** *gérant de l'entreprise* ***EST ERIC*** *et tous mes amis de travail* ***M BOUHADJAR, CHRIF, SACI, DIDIN, FOUSI, HICHEM, RIDAH,…***

Mes remerciements vont aussi à mes amis qui m'on aidé, en l'occurrence, MOURAD, ABDALLATIF, NAIM, FARID, AMMAR, HMAM, RABIE ainsi que tous mes autres amis qui m'on encouragé.

H. MAOUCHE

Liste des tableaux

Liste des figures

I. INTRODUCTION

Dans le vaste domaine de la science des matériaux, l'étude des métaux et des alliages métalliques occupe une place prépondérante et privilégiée. D'origine relativement ancienne, la métallurgie n'a cessé d'affermir ses connaissances de base à la lumière des théories physiques les plus récentes et des moyens d'observation offerts par les progrès incessants de l'instrumentation. Science appliquée par excellence, elle a su intégrer les possibilités des technologies de pointe afin d'élaborer des matériaux sans cesse plus performants et adaptés à des domaines d'emploi de plus en plus spécifiques.

Le but premier et essentiel du producteur de pièces moulées en fonte est d'obtenir des pièces saines, c'est-à-dire répondant à des spécifications très variables selon leur emploi.

Or, ces pièces en fontes se trouvent caractérisées a priori par leurs formes, leurs dimensions, la nature des alliages qui doivent les constituer et la nécessité de réaliser, en associant judicieusement tous ces facteurs, une parfaite santé interne.

La détermination de la forme, des dimensions et du type de fonte à prévoir est le problème du dessinateur-projeteur, mais une étroite collaboration avec le fondeur est toujours recommandable. Quand ce premier pas est franchi, c'est au fondeur qu'il appartient d'étudier en détail la mise en œuvre des pièces commandées, d'éviter les défauts qui rendent l'usinage difficile ou impossible et de fixer les traitements de tous ordres (traitement à l'état liquide par addition des éléments chimiques, thermiques, chimico-thermiques, etc.) qu'il y a lieu de leur appliquer.

En particulier, le domaine des fontes, plus vaste et plus complexe que celui des aciers, est sans doute, pour cette raison, moins bien connu et moins exploré par tous ceux qui doivent, sporadiquement ou continuellement, le mettre à contribution en vue de la construction mécanique.

La double nécessité d'entreprendre des recherches théoriques et d'en étudier les applications pratiques qui a rendu notre tache difficile, en nous obligeant à procéder à de nombreux essais. En effet, la recherche théorique est indispensable et, en particulier, dans le cas des fontes à solidification hypoeutectique, chargées en éléments d'alliages. Dans ces fontes, et en l'absence dune homogénéisation préalable à la transformation à l'état solide, la ségrégation importante entraîne une réparation non uniforme des produits transformés, engendrant des conséquences fâcheuses pour la tenue à l'usure. C'est là, un problème caractéristique que les auteurs [1] n'énoncent pas toujours formellement, mais qui n'en est moins implicitement contenu dans leurs textes, en raison même de la destination pratique des pièces coulées dans les alliages qu'ils étudient. Quoiqu'en pleine évolution, aujourd'hui, et nonobstant son importance, ce problème de l'usure demeure ignoré ou mal compris des

métallurgistes ; d'où, la nécessité de bien les en informer. Dans cette optique, les nombreuses nuances d'alliages au chrome peuvent être conseillées.

A cause des données documentaires que nous avons utilisées, d'une part ; et de notre appartenance à un laboratoire de recherche de fonderie, au service de l'industrie, d'autre part, il s'ensuit que le présent travail revêt deux aspects distincts : l'un, pratique ; l'autre fondamental. Le premier concerne la comparaison des structures et celle des comportements de l'alliage à deux types de différentes usures : l'un simulant l'usure des boulets de broyage par frottement, l'autre par abrasion. Quant à l'aspect fondamental de notre travail, il consiste en une étude approfondie des mécanismes de transformation et d'identification des phases à l'état solide des alliages. Cette étude aboutit à la mise au point d'une nouvelle nuance d'une fonte au chrome.

II. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

II.1. Fonte à haute teneur en chrome

On réserve la désignation de « fontes alliées » ou « fontes spéciales » à l'ensemble des fontes contenant d'autres éléments, dits d'addition, tels que le nickel, le chrome, le cuivre, l'aluminium, le molybdène, le titane, le vanadium etc… ou à une proportion volontairement accrue au cours d'une refusion, et pour des emplois spéciaux définis, de l'un des composants normaux : silicium et manganèse.

On remarque que certaines fontes ordinaires contiennent des traces d'un ou de plusieurs éléments « spéciaux », parce que ces éléments sont présents dans les minerais employés, en proportion très faible. Leur présence dans la fonte n'apporte en général aucune modification sensible aux caractéristiques de ces fontes, à leur structure, à leurs conditions d'emploi, et qu'elle est par conséquent négligeable [2].

Outre leurs caractères alphagènes et gammagènes et leur action sur la trempabilité, valables pour tous les alliages ferreux, les éléments introduits dans les fontes sont caractérisés par leurs action graphitisantes (Al, C, Cu, Ni, Si, ..) ou antigraphitisantes (Cr, Mo, Mn, S, V, W, B, ..).

Les éléments d'alliages essentiels dans les fontes sont : Cr, Cu, Ni, Mo, Al, Ti, Nb et Mg. Ces éléments influent sensiblement sur la formation de la structure.

NORMAN et **] ?[**introduisent la distinction entre les fontes martensitiques au nickel-chrome type Ni-Hard qui présentent un réseau de carbures du type $(Fe, Cr)_3C$ (figure 1) de dureté comprise entre 800 et 1000 HB et les fontes contenant plus de 10 % de chrome pour lesquelles apparaît le carbure de type $(Cr, Fe)_7C_3$ de dureté comprise entre 1300 et 1800 HB [3].

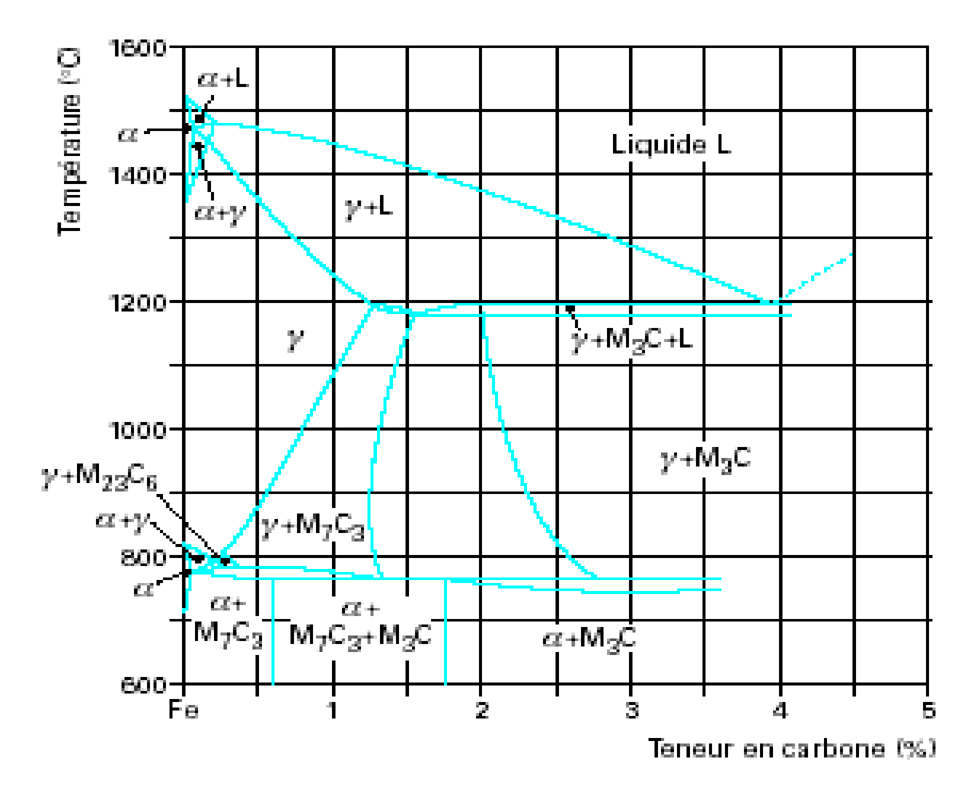


Figure 1. Digramme d'équilibre Fe-C, 5 % Cr [4].

II.2. Formation des carbures dans les fontes au chrome

Les auteurs [1] soulignent l'importance d'ajuster la teneur en carbone à celle du chrome afin d'éviter la formation de carbures hypereutectiques relativement gros, de faible ténacité. Ils préconisent pour la nuance à 12 % de chrome, un carbone compris entre 3.5 et 3.7 % et pour celle à 30 % de chrome, un carbone compris entre 2.4 et 2.8 % afin d'avoir une fonte eutectique. F. MARATRAY, S. BECHET [5] dans un article de synthèse, reprenant des travaux plus anciens, propose la relation suivante établie à l'aide d'un microscope quantitatif :

$$\textbf{\% Carbure} = \textbf{11.8 (\%C)} + \textbf{0.5 (\% Cr)} - \textbf{13.4} \qquad \text{-1-}$$

Par ailleurs, A. KULMBURG [6] a établi une courbe donnant le volume de carbure formé en fonction de la teneur en carbone, pour un alliage à 12 % Chrome (figure 2). Quant à la morphologie des carbures, selon MARATRAY [7] elle dépend du volume de la phase austénitique primaire qui se solidifie en premier dans les fontes hypoeutectiques.

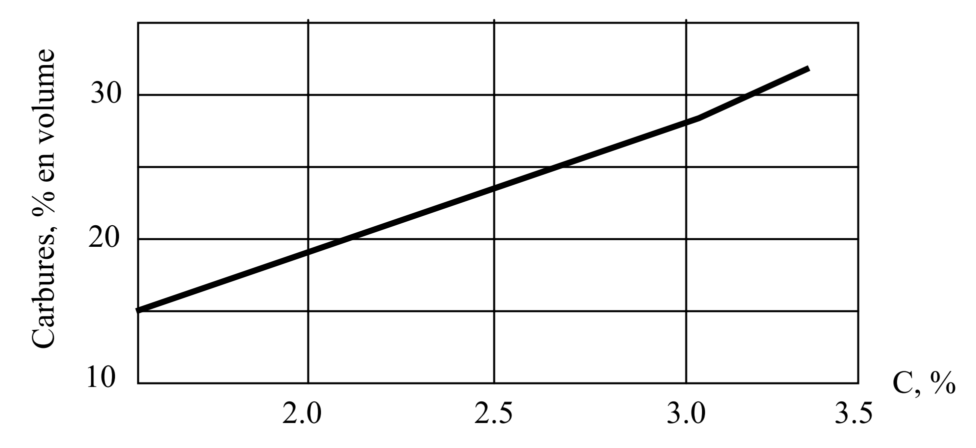
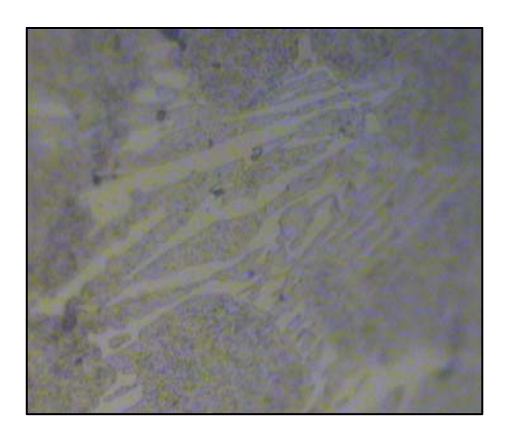


Figure 2. Courbe donnant le volume de carbure en fonction de la teneur en carbone pour un alliage à 12 % chrome [6].

Les espaces interdendritiques sont remplis par l'eutectique d'aspect ponctiforme. Si la fonte est eutectique, l'eutectique prend l'aspect lamellaire ou aciculaire en raison de son développement aisé. L'opinion de Y. MATSUBARA [8] est différente : il considère que la nucléation de l'eutectique est indépendante de la cristallisation primaire et qu'elle se développe à l'interface cellulaire. L'aspect serait le même, que la fonte soit hypoeutectique, eutectique ou hypereutectique ; dans tous les cas, il prend la forme de colonies (figures 3) [9].



Figures 3. Eutectique sous forme de colonies d'une fonte a 15% de Cr.

La grandeur d'une colonie eutectique (E_e) est donnée quantitativement par l'équation suivante, comme une fonction de la vitesse de croissance de l'eutectique (R_e, mm / min)

$$\mathbf{E_e = A \cdot R_E - 0.72} \qquad -2-$$

A : supérieure à zéro, est une constante dépendant de la composition.

K. P. BUNNIN [10] pense que l'aspect rayonnant ou lamellaire concerne le même type de carbure. Les différences étant imputables à la coupe effectuée en vue de l'observation micrographique : l'aspect étoilé se présenterait sur les coupes transversales tandis que l'aspect lamellaire reflèterait la coupe longitudinale.

Tous les auteurs [1] sont d'accord pour présenter les carbures primaires hexagonaux des alliages hypereutectiques à l'origine de la formation de l'eutectique lamellaire. Un travail original de Z. TYSZKO, S. PROZEWRSKI et J. DUTKIEWICZ [11] sur la morphologie et la structure des carbures formés dans les alliages hypereutectiques est intéressant.

Les carbures formés de type $(Cr, Fe)_7C_3$ sont très stables, un maintien entre 1000°C et 1050°C n'apporte aucune modification. Il y a coalescence de ces carbures sans modification de composition et réduction des hétérogénéités après un traitement à 1050°C – 1150°C. Au-delà de cette température, il y a dissolution partielle des carbures primaires et eutectiques [11].

Selon F. MARATRAY [7], la vitesse de mise en solution des carbures ne paraît pas liée à la composition chimique, mais se trouve en relation avec la finesse et le pourcentage de carbures à l'état brute de coulée. Plus la quantité de carbures à l'état brut de coulée est élevée, plus la quantité de carbures dissous est grande. Il propose la relation suivante, entre la quantité de carbure dissous et la quantité initiale k.

$$\Delta k \,\%\, \text{dissous} = 0.077\, k \,\% + 0.9 \qquad \text{-3-}$$

Cette relation conviendrait pour des pourcentages des carbures primaires compris entre 3 et 42 %. Bien entendu, plus la température de traitement augmente, plus la mise en solution est grande.

Dans un alliage assez largement hypoeutectique, un traitement à 1200°C assez long peut faire disparaître totalement la texture de la solidification [1].

II.3. Carbures de chrome

Le diagramme carbone-chrome est nécessaire pour comprendre les équilibres fer-chrome-chrome (figure 4).

Le diagramme carbone-chrome, longtemps discuté, est maintenant réalisé, mais il reste une hypothèse au niveau d'une très faible solubilité possible du carbone dans le chrome. Le digramme

montre l'existence de trois composées définis : Cr_3C_2, Cr_7C_3 et $Cr_{23}C_6$ avec un eutectique à 1500°C et 3.2 % de carbone [24].

Le diagramme fer-carbone-chrome a fait l'objet de nombreuses recherches dont celles de K.BUNGARDT [32] sont les plus anciennes. Depuis lors plusieurs auteurs ont travaillé sur ce sujet où ils ont pu apporter des précisions, mais quelques divergences subsistent.

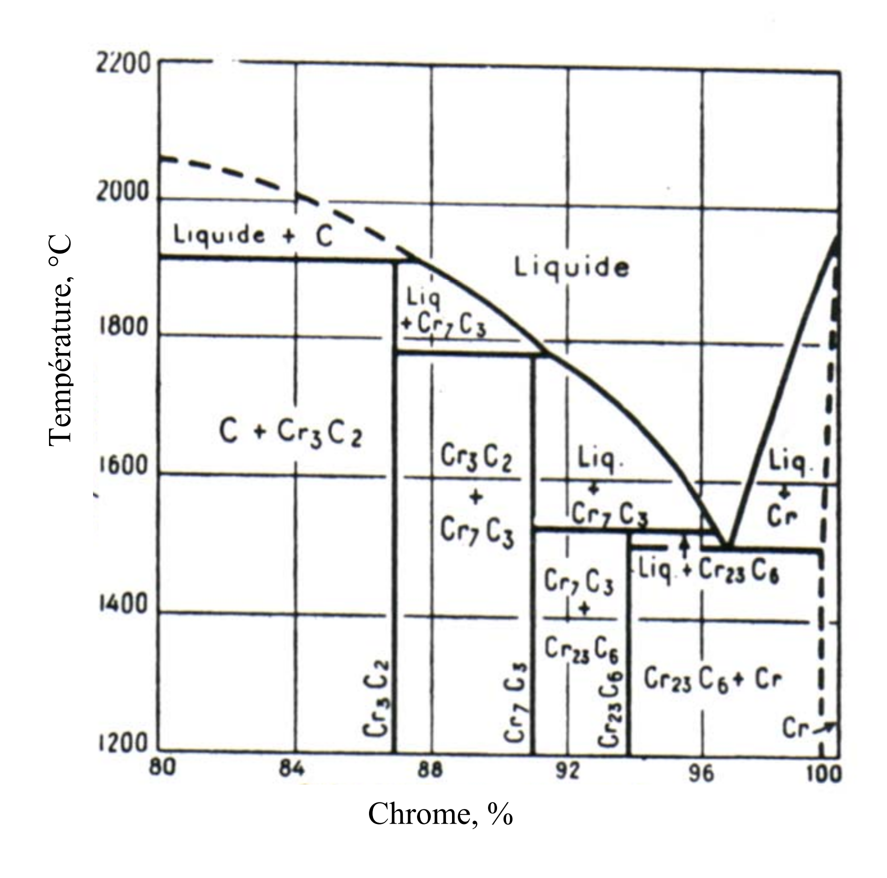


Figure 4. Diagramme d'équilibre binaire chrome-carbone (pascal) [24].

Outre le digramme établi par BUNGARDT [32] (figure 5), ils présentent celui que propose K.S.JACKSON (figure 6) [12]. Tous deux sont d'accord sur l'existence d'un domaine austénitique dont les sommets sont le coin Fe 0.5 % de carbone, le coin Fe 4.3 % de carbone et le coin Fe avec 2.4 % de carbone et 3.6 % de carbone ; ce domaine austénitique disparaît en dessous de 700°C. En revanche, les auteurs [1] situent différemment la limite du domaine $Cr_{23}C_6$; pour JACKSON, il se situe sur le domaine α tandis que pour BUNGARDT [32] ainsi que pour JELLINGHAUS [33], il s'arrête sur le domaine γ. Il s'ensuit pour conséquences, des différences sur les domaines des phases présentes à différentes températures, comme l'illustrent les isothermes à 1000°C (figure 7) [12].

La principale de ces conséquences, d'ordre pratique, est que, dans la première hypothèse, le carbure qui précipite dans l'austénite refroidie lentement serait le carbure hexagonal Cr_7C_3 tandis que, dans la seconde hypothèse, ce serait le carbure cubique $Cr_{23}C_6$ [12].

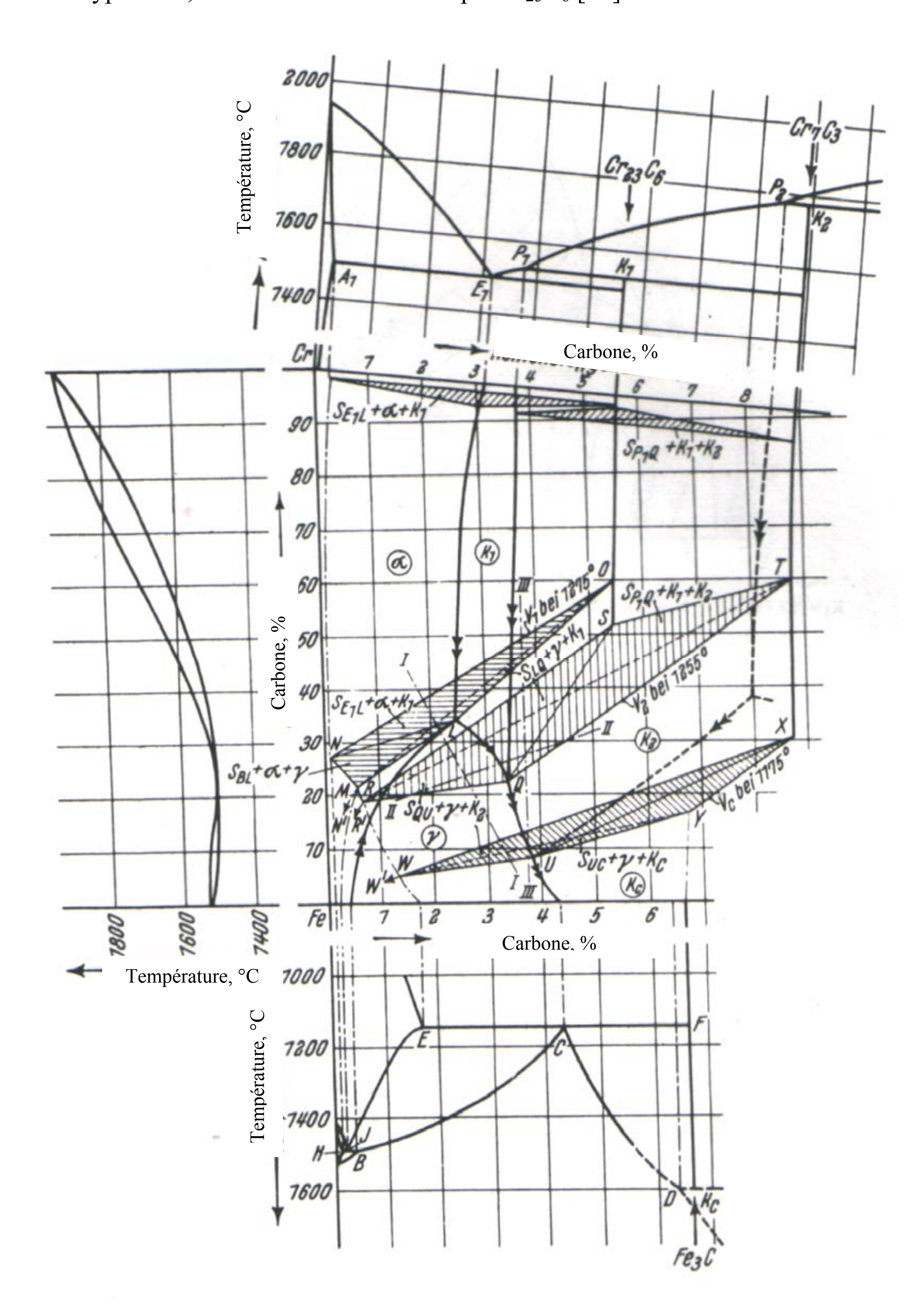


Figure 5. Diagramme Fer-carbone-chrome établi par BUNGARDT [32].

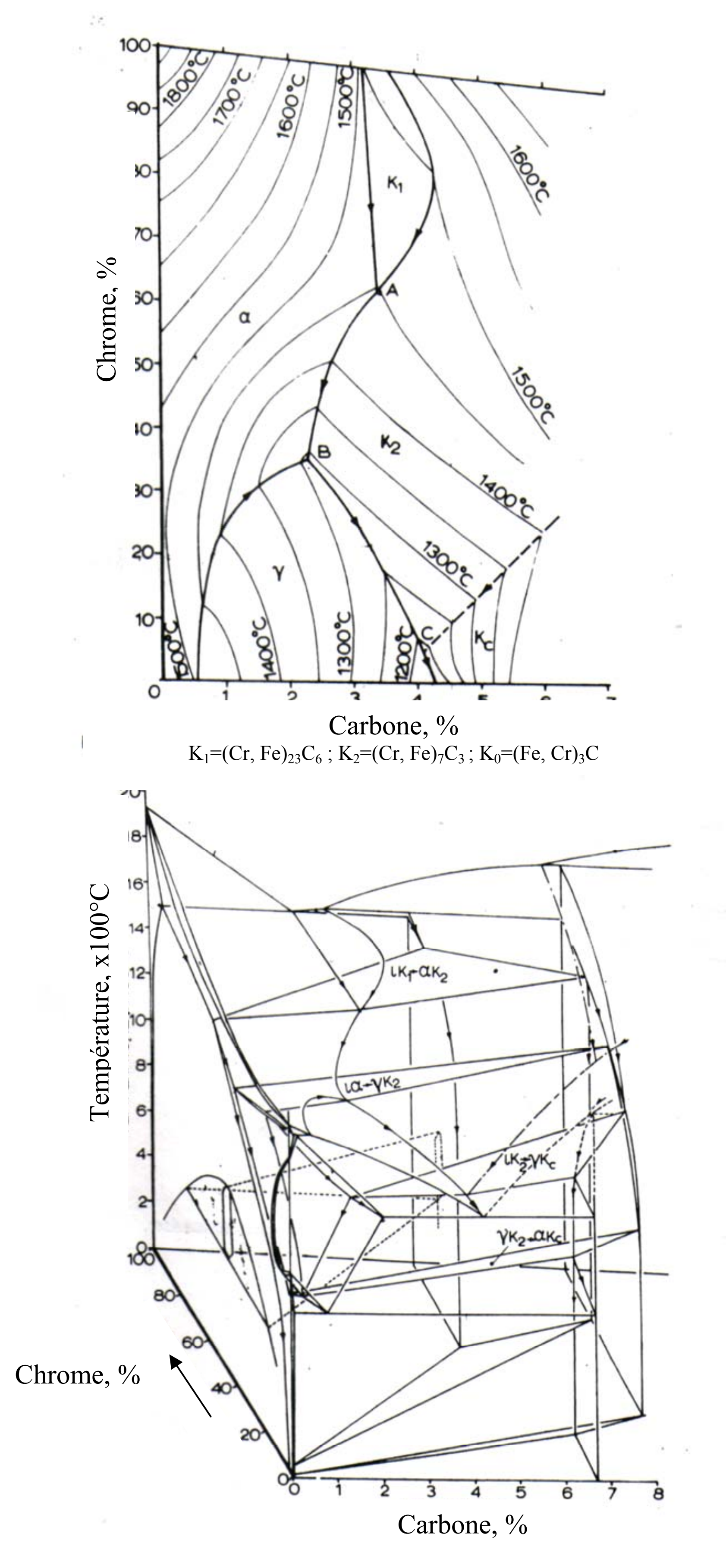


Figure 6. Diagramme Fer-carbone-chrome dû à JACKSON [12].

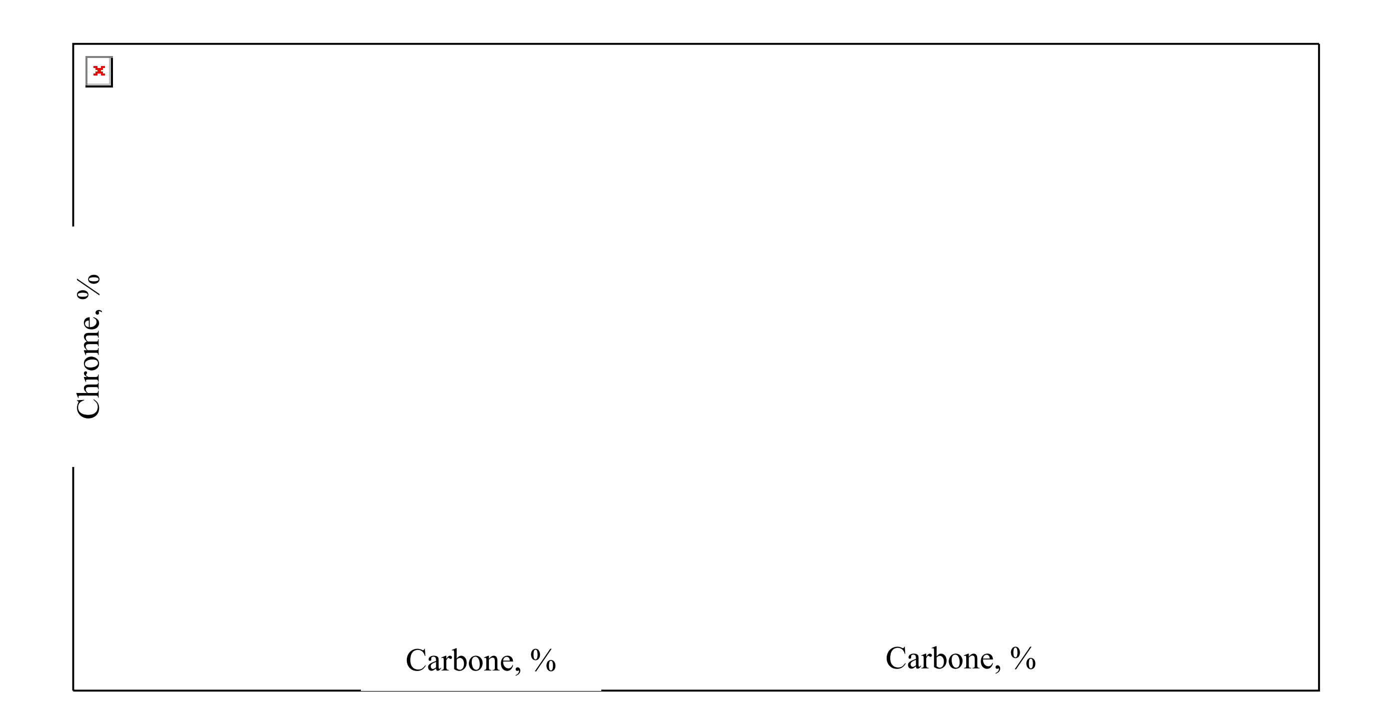


Figure 7. Comparaison entre les coupes isothermes à 1000°C dues à JACKSON et à BUNGARDT [12, 32].

L'existence de nombreuses transformations à l'état solide complique beaucoup le digramme ternaire. JELLINGHAUS. H.KELLER [34], ils donnent dans la figure 8 une représentation schématique concernant les transformations rencontrées dans le diagramme Fe-C-Cr et leurs températures remarquables.

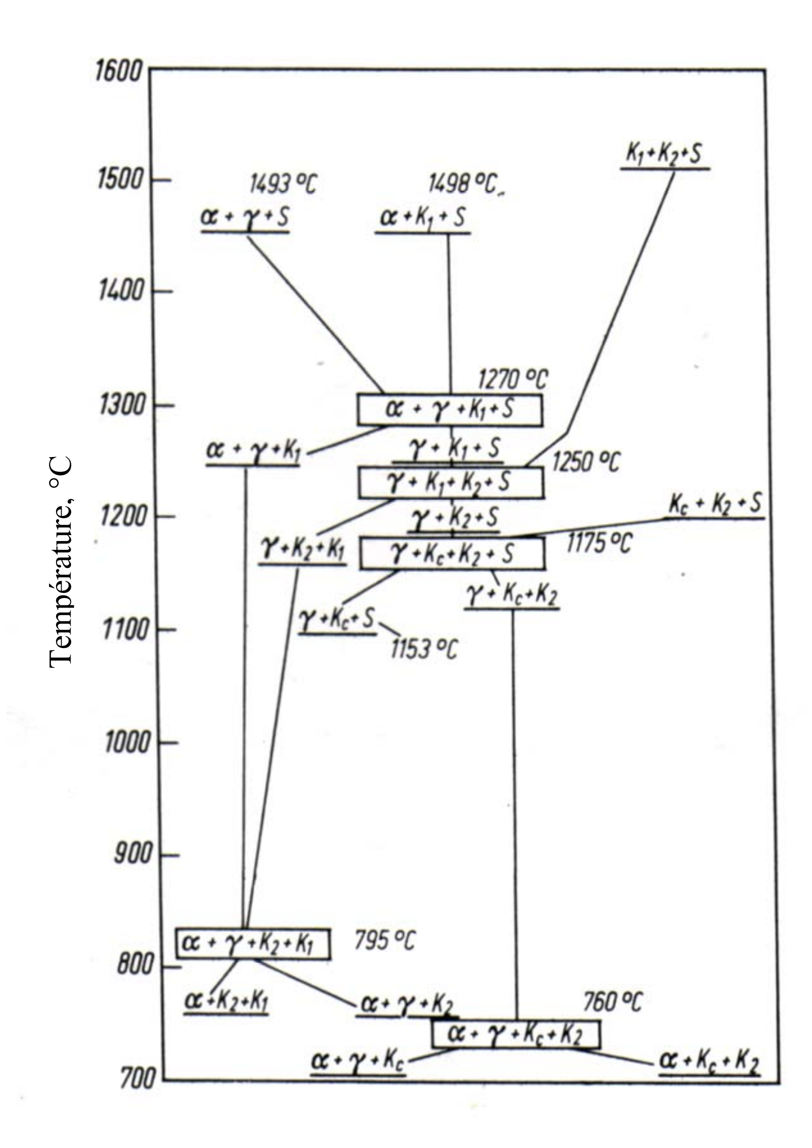


Figure 8. Représentation schématique des transformations de digramme Fe-Cr-C dû à JELLINGHAUS [34].

Le tableau 1 donne la dureté des constituants de la microstructure des fontes au chrome et permet ainsi des comparaisons. La dureté Brinell globale des pièces en fonte à 25 % de chrome est d’ordinaire voisine de 400. Un traitement thermique de trempe à partir dune température comprise entre 980 et 1040 °C, permet d’obtenir une matrice martensitique d’une dureté Brinell voisine de 600 [30].

Constituants structuraux	**Dureté Vickers HV**
M_3C	840-1100
M_7C_3	1200-1800
Ferrite	70-200
Perlite	300-460
Austénite (forte teneur en Cr)	300-600
Martensite	500-1000

Tableau 1.Valeurs de dureté des différents constituants de la microstructure des fontes au chrome [30].

II.4. Matrice des fontes au chrome

La microstructure de cette fonte blanche contenant plus de 10 % Cr contient des carbures eutectiques discontinus $(Cr, Fe)_7 C_3$ et en carbures secondaires riches en chrome dans une matrice d'austénite ou de produits de sa décomposition. La structure brute de coulée est souvent un mélange de perlite, de martensite et d'austénite : les sections minces à refroidissement relativement rapide seront à prédominance austénitique, les sections épaisses à refroidissement lent seront à prédominance perlitique. La structure obtenue sera, bien entendu, fonction non seulement de la composition chimique globale de l'alliage, mais de la matrice.

R. V. ROZKOWA, M. E. GARBER et I.I. CYPIN [14] ont remarqué que la quantité de chrome dans la matrice est d'autant plus grande que la teneur en carbone de la fonte est faible. F. MARATRAY [7] a observé une liaison entre la teneur en chrome de la matrice et celle de l'alliage. La figure 9 montre que la teneur en chrome de la matrice augmente avec la teneur en chrome de l'alliage et se stabilise dans une zone relativement étroite, à un seuil et à un niveau d'autant plus élevé que le rapport Cr / C de l'alliage est plus grande.

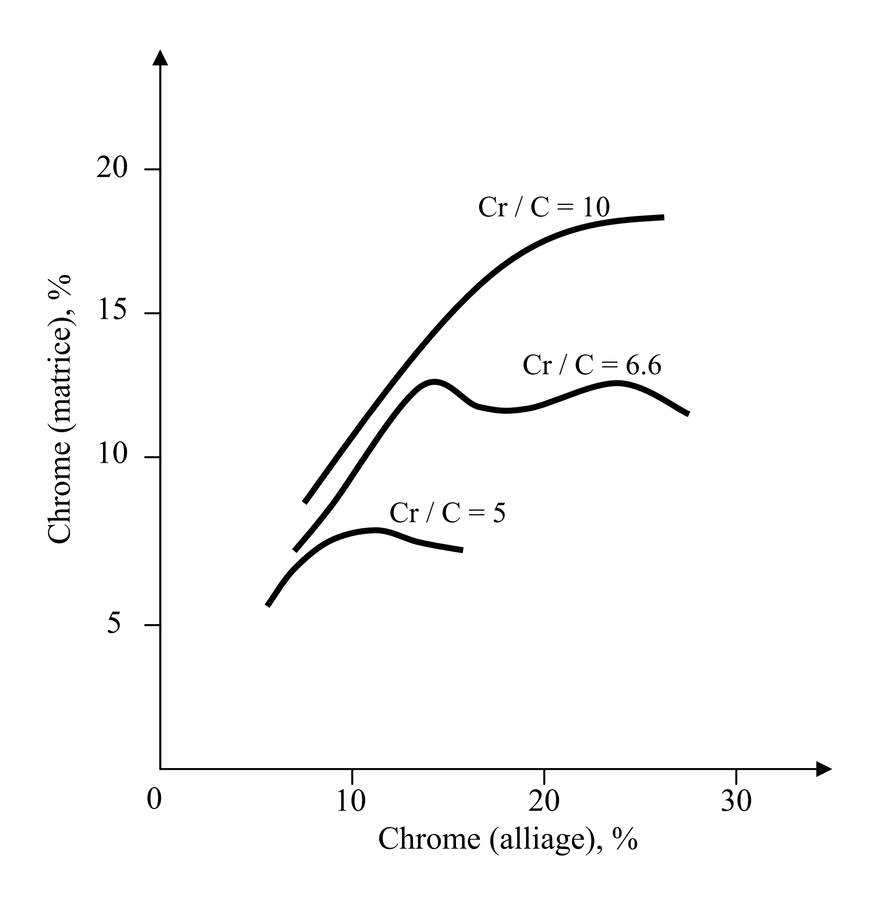


Figure 9. Liaison entre la teneur en chrome de la matrice et celle de l'alliage [7].

Ultérieurement, F. MARATRAY et R. USSEGLIO-NANOT [15] ont établi la conclusion suivante entre la teneur en chrome de la matrice % Cr_m et le rapport Cr / C d'après la relation 4 – l'écart type est de 2.11 %.

$$\% \mathbf{Cr = 1.95\ Cr / C - 2.47} \qquad \text{- 4 –}$$

L'austénite formée à la solidification est chargée en éléments carbone et chrome, d'où une bonne trempabilité.

A carbone constant, la trempabilité diminue à mesure que la teneur en chrome s'abaisse et elle augmente, à chrome constant, lorsque la teneur en carbone décroît. Selon W. FAIRHURST et K. ROHRIG [16] l'interaction entre le chrome et le carbone sera la mieux exprimée par le rapport du chrome au carbone. La figure 10 illustre l'influence de ce rapport sur le temps maximum de demi-refroidissement pour éviter la formation de perlite dans les fontes hypoeutectique. Le temps de demi-refroidissement est le temps mis pour refroidir jusqu'au point situé à mi-chemin entre la température

de trempe et la température ambiante. Par exemple pour 1000°C, il s'agira du temps nécessaire pour atteindre 490°C.

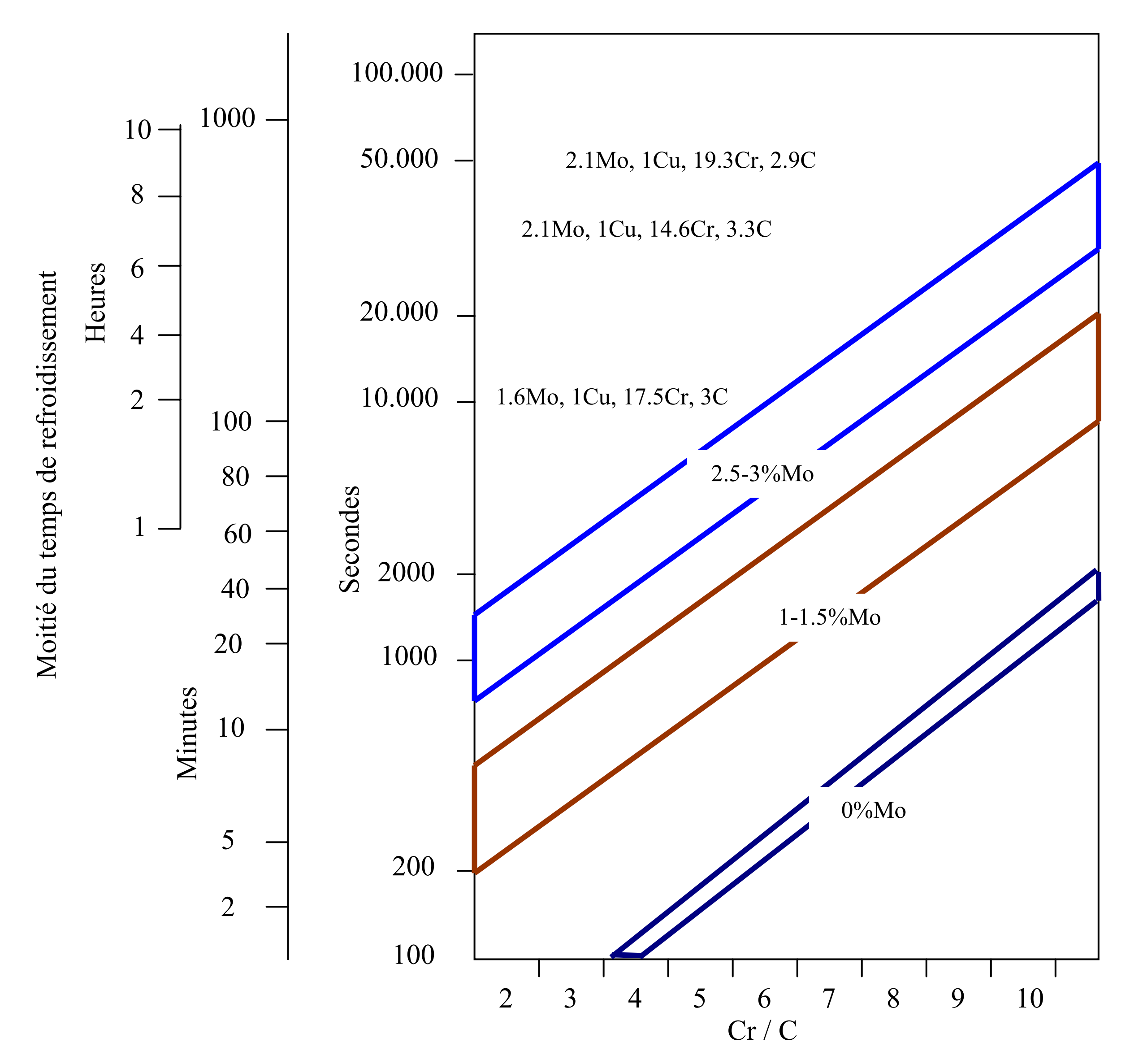


Figure 10. Influence du rapport Cr / C sur le temps maximum de demi-refroidissement pour éviter la formation de perlite [1].

Par un refroidissement accéléré, on peut obtenir, à la température ambiante, une fonte à structure austénitique instable comme l'a constaté F. MARATRAY [17] pour une fonte à 20 % de chrome et 2,8 % de carbone. Cette structure est connue depuis longtemps [13] pour résister à l'abrasion, en raison de son aptitude à l'écrouissage.

A l'état brut de coulée, il est difficile d'obtenir cette structure austénitique dans les pièces moulées. Il faut faire appel à la présence d'éléments d'alliage gammagènes tels que le nickel, le manganèse, le molybdène. Ce dernier élément est le plus employé et a fait l'objet de très nombreuses recherches de la Climax Molybdène. Par exemple pour la fonte citée précédemment, F. MARATRAY a montré que la présence de 3 % de molybdène permettait de monter la teneur en carbone à 4,3 % tout en conservant une structure austénitique à l'état brut de coulée [36].

Selon la vitesse de refroidissement, l'austénite de solidification va évoluer différemment. La température baissant, la solubilité du carbone dans l'austénite diminue, le chrome et le carbone peuvent précipiter sous forme de carbures secondaires sur les carbures eutectiques et dans les joints de grain de l'austénite, réduisant ainsi la teneur en éléments d'alliage et par conséquent, favorisant la transformation de l'austénite soit, en perlite, soit en bainite ou en martensite selon la vitesse de refroidissement. La trempabilité de la fonte a donc été modifiée par la précipitation des carbures. La taille et le nombre de carbures secondaires dépendent de la température à laquelle ils précipitent : si le phénomène se produit à température élevée, ceux-ci sont gros et rares tandis qu'à basse température, ils sont nombreux et fins. S'il y a formation de perlite, il est difficile de les distinguer en raison de leur finesse, seul le microscope électronique peut permettre de les distinguer.

L'appauvrissement progressif de l'austénite provoque :

- Une augmentation continue de la température Ms [36]. Celle-ci, favorisant pour une vitesse de refroidissement donnée, la formation de martensite en priorité autour des carbures eutectiques et dans les joints de grains austénitiques autour des carbures secondaires ; ce dernier site peut créer, pour les grosses pièces, un risque non négligeable de fragilité. La martensite formée a une dureté qui en fonction de la teneur en carbone de l'austénite qui lui a donné naissance. Cet abaissement de dureté peut être compensé par la faible quantité d'austénite non transformée ;
- Une réduction de période d'incubation de la transformation perlitique.

La structure brute de coulée est plus souvent imposée par la vitesse de refroidissement liée à l'épaisseur des pièces bien que l'on puisse, par quelques artifices, procéder à une accélération ou à un ralentissement du refroidissement après décochage rapide des pièces, soit en les trempant, soit en les

portant dans un four de traitement thermique lui-même mis en température. Mais la structure de ces pièces peut être modifiée par un traitement thermique approprié [36].

II.5. Facteurs influençant la constitution et la microstructure des fontes

Ces différents facteurs peuvent être schématisé par la figure 11.

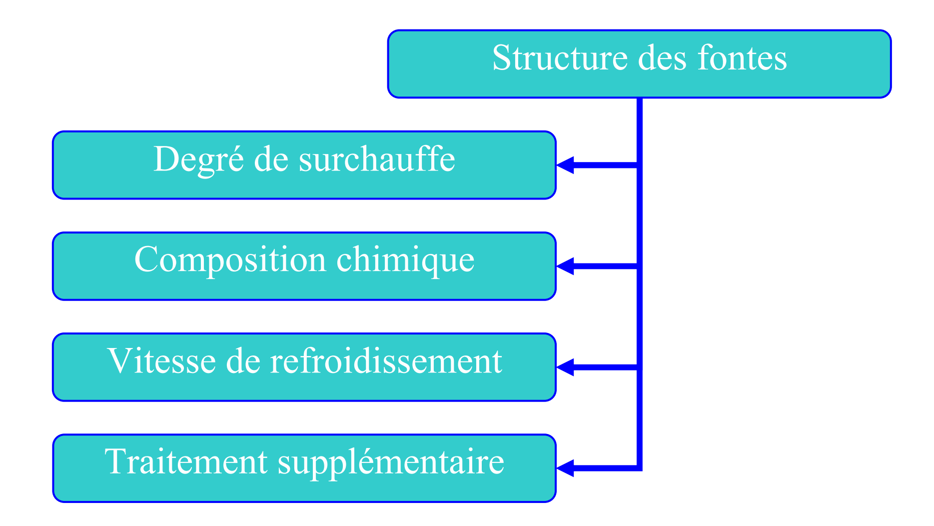


Figure 11. Schéma des facteurs influençant sur la structure.

II.5.1. Degré de surchauffe

La température à laquelle est porté le métal au-dessus du liquidus caractérise la surchauffe. L'augmentation du degré de surchauffe accroît le phénomène de surfusion donc un affinement progressif du graphite et même le passage à une fonte truitée puis blanche [18].

II.5.2. Conditions de refroidissement

L'effet de l'épaisseur sur les propriétés mécaniques est le résultat de modifications de la structure microscopique, puisque cette dernière est influencée par la vitesse de refroidissement.

Ces effets se résument comme suit :

- Des taux de refroidissement très élevés ne permettent pas à tout le carbone présent de précipiter sous forme de graphite, il se forme alors de la cémentite, Fe_3C, qui est dure et fragile ;
- Un refroidissement très lent donne du graphite très gros.

En modifiant la vitesse de refroidissement dans la zone 850 - 250 °C, de très rapide à très lente, on produit différentes structures, allant de la martensite (refroidissement ultra rapide), à la perlite, à la perlite-ferrite et jusqu'à 100% ferrite (refroidissement lent).

La présence ou l'absence de carbures et le type de matrice que l'on obtient dans une section donnée peuvent se contrôler par addition des éléments d'alliage ou par un traitement thermique [23].

II.5.3. Composition chimique

La composition chimique initiale influe sensiblement sur la formation de la structure des fontes d'où l'ajustement de la composition chimique est nécessaire par un traitement à l'état liquide qui consiste à ajouter au métal, des quantités optimales d'un ou plusieurs éléments d'alliage. Cette addition conduit au changement total ou proportionnel de la structure [23].

Les fontes sont toujours composées de métal de base et autres éléments soit les éléments d'élaboration soit des éléments qu'on ajoute volontairement.

La présence des ces éléments donne à la fonte une nouvelle structure et des propriétés mécaniques différentes. On peut diviser ces éléments en deux types selon leurs effets sur la structure.

Dans les fontes comme dans les aciers, les éléments alphagènes sont ceux qui dans un domaine de concentration donnée, étendent l'intervalle de stabilité de la phase alpha de l'alliage de base auquel ils sont ajoutés en pratique. Ce sont ceux qui élèvent la températures de transformation gamma en alpha ou qui éventuellement, suppriment tout domaine d'existence de la phase gamma.

Au contraire, les éléments gammagènes étendent le domaine de stabilité de la phase austénite et même l'obtention d'une fonte complètement austénitique [23].

II.5.4. Traitement supplémentaire

En plus des traitements qui permettent d'ajuster au plus précis la composition de l'alliage liquide en cours d'élaboration, il existe une gamme d'actions juste avant la phase de coulée ou pendant celle-ci qui a pour but de mieux gérer le processus de solidification.

On trouve le traitement d'inoculation effectuée dans la poche dont l'opportunité réside dans l'obtention de structures fines et homogènes.

Les fontes sont constituées d'une matrice (assimilable à un acier) dans laquelle sont réparties les particules de graphite ou de carbure. A priori, la matrice est traitable thermiquement selon les mêmes principes que pour les aciers. Il faut cependant tenir compte du fait que le graphite qui sert

comme réservoirs de carbone peut engendre des évolutions de la formation de la matrice pendant le traitement.

On trouve comme traitements actuellement très en vogue les traitements de trempe et revenu.

Ces traitements ont pour but d'améliorer notablement les propriétés mécaniques des fontes en cherchant le meilleur compromis entre la limite élastique ou la limite de rupture et le couple ténacité-ductilité [25].

II.6. Détérioration des pièces par usure

L'usure est un ensemble complexe de phénomènes difficiles à interpréter, amenant une émission de débris avec perte de masse, de cote, de forme et s'accompagnant de transformations physiques et chimiques des surfaces.

L'usure est généralement combattue à cause de ses effets négatifs mais elle présente aussi des aspects favorables. L'affûtage d'un outil, la finition d'une surface par rectification, l'écriture de la craie sur le tableau ou du crayon sur le papier sont des exemples d'usures abrasives utiles.

A l'image des pompiers qui allument parfois des contre-feux pour mieux lutter contre un incendie, il arrive que l'on provoque sciemment certaines formes d'usure pour lutter contre d'autres formes qui seraient beaucoup plus dévastatrices. Quand il est bien conduit, le rodage d'un mécanisme, c'est-à-dire la phase de fonctionnement où les pièces « apprennent à vivre ensemble », provoque des usures qui se révèleront « protectrices » lors des phases suivantes [22].

La plupart du temps, l'usure globale d'un mécanisme est due à plusieurs processus qui agissent simultanément, plus rarement à un processus bien défini et identifiable. L'effet de ces actions simultanées est souvent plus important que la somme des effets que l'on produirait en faisant agir séparément les divers processus. À l'opposé, certaines formes d'usure s'excluent mutuellement : par exemple, les dents s'usent principalement par carie et par abrasion, mais ces deux processus ne coexistent absolument pas, les zones abrasées ne sont jamais cariées [22].

Un mécanisme passe normalement par trois phases d'usure successives (figure 12):

- L'ultime finition des surfaces lors du rodage : les actions sur les grosses aspérités diminuent avec le temps, les pics sont arasés progressivement tandis que les vallées restent intactes. Le taux d'usure et le facteur de frottement baissent, les portées s'améliorent, les films d'huile s'amincissent. Une nouvelle topographie remplace la rugosité originale de la pièce. Si l'usure se ralentit lors de la mise en fonctionnement, on constate une amélioration de l'état de surface et réciproquement ;

- La vie utile correspond au régime d'usure douce : la couche superficielle très dure qui semble se former est éliminée peu à peu sous forme de petites écailles. L'usure douce diminue la rugosité, tandis que l'usure sévère l'accroît ;
- Enfin, la vieillesse se caractérise par une usure sévère qui aboutit à la mise hors d'usage [22].

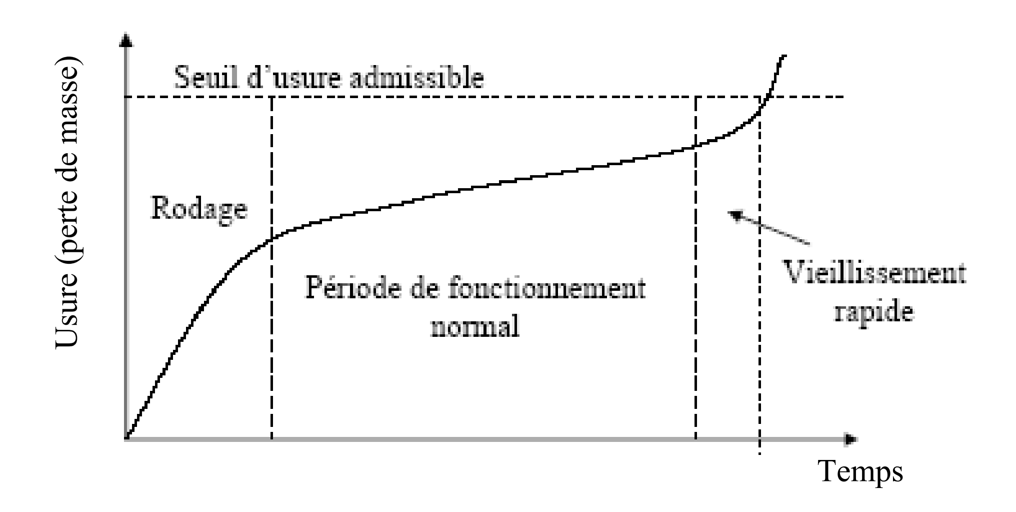


Figure 12. Evolution de l'usure d'un matériel [40].

II.6.1 Mode d'usure

a. Usure par abrasion

Cette forme de dégradation est généralement combattue, mais aussi utilisée pour l'usinage. Des taux d'usure importants sont recherchés et obtenus avec des outils abrasifs en rectification, affûtage, etc. L'abrasion coûte très cher, on lui attribue à peu près le tiers du total des pertes économiques dues à l'usure. Elle concerne de nombreux mécanismes fonctionnant dans des conditions sévères : machines agricoles, matériels de travaux publics, matériel minier etc.… [22].

Les surfaces présentent des sillons de profondeur variable, parallèles au déplacement. L'usure est assez constante au cours du temps, le volume des débris croît linéairement avec la charge appliquée et la distance parcourue. La vitesse n'intervient que si l'échauffement modifie les caractéristiques du matériau.

Eventuellement, des particules arrachées de la pièce la plus tendre peuvent être transférées mécaniquement sur la plus dure mais sans y adhérer très solidement, comme fait le plomb lorsqu'il "beurre" une lime, la rendant inopérante [22].

L'usure peut résulter des protubérances d'une des pièces ou des particules qui circulent dans l'interface. On peut distinguer deux modes d'usure par abrasion :

- L'abrasion à deux corps, dans laquelle la pièce la plus dure "lime", "râpe" la plus tendre ;
- L’abrasion à trois corps, dans laquelle des éléments plus durs que les pièces en présence s'incrustent dans la pièce la moins dure.

La perte de matière dépend à la fois du matériau usé et de l'abrasif et l'aspect des sillons fournit de précieuses indications :

- S’ils sont brillants et très peu profonds, les aspérités de la pièce antagoniste ont raclé les couches d'oxydes ;
- S’ils sont isolés, et brusquement interrompus, des particules dures introduites entre les surfaces se sont plus ou moins incrustées ;
- S’ils sont ininterrompus et rayent la pièce dure, des particules abrasives sont enchâssées dans la pièce tendre ;
- S’ils sont ininterrompus et marquent la pièce tendre, la pièce antagoniste plus dure est trop rugueuse.

L'abrasion combine déformation et coupe. Elle creuse d'abord des sillons puis, si les capacités de déformation sont dépassées, elle enlève des micros copeaux. Les bourrelets latéraux des sillons peuvent se détacher ultérieurement. Lors d'un usinage par abrasion, on fait tout pour que le métal soit enlevé sous forme de petits copeaux, tels que ceux que l'on retrouve dans le fluide de refroidissement d'une rectifieuse [22].

Pour rayer une surface, il suffit d'une autre plus dure de 20 à 25 %. L'usure croît dès que la dureté de l'abrasif atteint 0,7 fois celle de la surface usée et se stabilise quand elle atteint 1,7 fois. L'abrasion par coupe, fonction de la forme des aspérités, est négligeable si le rapport des duretés est compris entre 0,8 et 1,3 [22]. Les débris émis par les surfaces acquièrent une dureté bien supérieure à celle des matériaux en présence, provoquant une abrasion à trois corps. Ceci est dû à l'écrouissage et à l'oxydation, cette dernière dépendant entre autres de l'humidité atmosphérique. L'abrasion modifie profondément les couches superficielles qui deviennent comparables à celles obtenues par laminage.

Les surfaces durcissent et résistent mieux à l'abrasion elle-même [22].

L'usure dépend des vitesses relatives des surfaces et des particules, de la forme et de la résistance des grains. Elle croît avec la taille de ces derniers, se stabilisant pour une dimension critique voisine de 0,1mm, et varie selon que les contraintes sont faibles ou fortes. Les charges agissent directement ou indirectement, en brisant ou en déformant les grains abrasifs.

Les caractéristiques de l'ambiance modulent l'abrasion mais influent en général assez peu si la vitesse d'usure est grande [22].

d. Erosion

L'érosion est une usure abrasive particulière, causée par des impacts de particules solides contenues dans un fluide en mouvement ou par des particules liquides en milieu gazeux.

Lors des chocs, il y a ébranlement du matériau à la surface et bris du système cristallin. Les dégâts sont fonction de l'énergie cinétique, donc de la masse et du carré de la vitesse de la particule. L'enlèvement du matériau croît très vite avec la vitesse, comme la cinquième puissance pour les gouttes [22].

Le comportement est très différent selon la nature du matériau. Si ce dernier est ductile, on trouve des rides annulaires très écrouies et cassantes et la vitesse d'usure passe par un maximum pour des angles d'incidence de 20 à 30°. S'il est très dur et fragile, on ne trouve que des craquelures et l'usure augmente continuellement avec l'angle d'incidence [22].

L'érosion diffère de l'abrasion car elle est corrélée avec l'énergie cinétique des particules qui, frappant les surfaces à grande vitesse, créent des petits cratères par déformation plastique du matériau sous l'effet du cisaillement. La perte de matière résulte de la coupe ou des déformations alternées des aspérités formées par les impacts successifs.

Quand l'angle d'impact est faible, le phénomène de coupe est important, la résistance du matériau dépend très étroitement de sa dureté. S'il est grand, l'usure est due à la déformation des surfaces et le phénomène est beaucoup plus complexe : un matériau moins dur mais plus tenace peut fort bien résister [22].

II.6.2. Rapport dureté usure

L’idée de relation entre l’usure et la dureté de la pièce métallique est très souvent admise, mais elle peut prendre des formes très différentes : se rapporter, soit aux carbures seuls, soit à la matrice seule. Certains pensent qu’il est nécessaire d’assurer un équilibre entre la dureté du matériau abrasif et celle des phases présentes. C’est pourquoi, la fonte au vanadium serait particulièrement bien adaptée pour résister à l’action abrasive du corindon ou silice dont les duretés sont respectivement de 1800 et 2600 Hv grâce à la présence du carbure de vanadium, de dureté 2400 Vickers (figure 13).

La dureté du carbure et sa nature ne sont pas seuls critères ; il faut également tenir compte de sa morphologie et de sa distribution ; ainsi les fontes à haute teneur en chrome sont généralement préférées aux fontes type Ni-Hard, non seulement parce qu’elles en différent par la nature et la dureté des carbures, mais en raison, aussi, de la distribution discontinue de ces carbures, de leur affinage

marqué et encore, du fait qu'ils se déforment, alors que les carbures M_3C des Ni-Hard sont sensibles à l'écaillage [26].

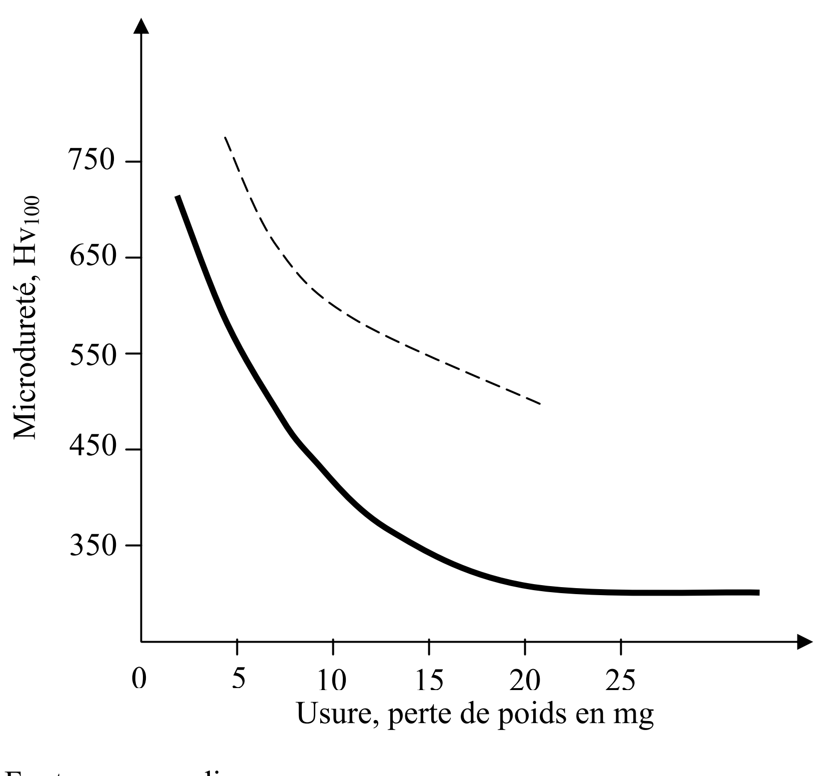


Figure 13. Influence de la microdureté de la matrice sur la résistance à l'usure par impact de grenaille [26].

Pour F. BORIK et W. G. SCHOLTZ [26], la résistance à l'abrasion dépend de la teneur en carbone, celui-ci étant sous forme de carbures. On pourrait être tenté par emploi d'un alliage très carburé, mais on est tributaire de la ténacité qui décroît lorsque la teneur en carbone augment.

D'autres auteurs, tels que A. N. J. de GEE [27] considèrent que le facteur principal de résistance à l'abrasion serait la dureté du support avant écrouissage, mais ils admettent que, dans le cas particulier où il se forme de la martensite, le durcissement par écrouissage peut être favorable. D'ailleurs, J. W. BOYES [28] note que la résistance à l'usure offre effectivement une meilleure corrélation avec la dureté après écrouissage.

Dans la réalité, il n'est pas possible de dissocier l'action des carbures de celle de la matrice, mais il est bien évident que si les carbures ont été fissurés et déchaussés, la matrice restant en relief doit être

suffisamment résistante pour éviter une détérioration brutale de l'ensemble. Dans cet esprit, D. E. DIESBURG et F. BORIK [29] ont souligné l'intérêt des alliages carburés par rapport aux aciers, dans le cas de broyage du quartzite dans un broyeur à mâchoire ; notons que, selon ces conditions, une matrice martensitique est légèrement inférieure à une matrice austénitique.

Le schéma ci-dessous présente la révolution et lutte contre l'usure [40] (figure 14).

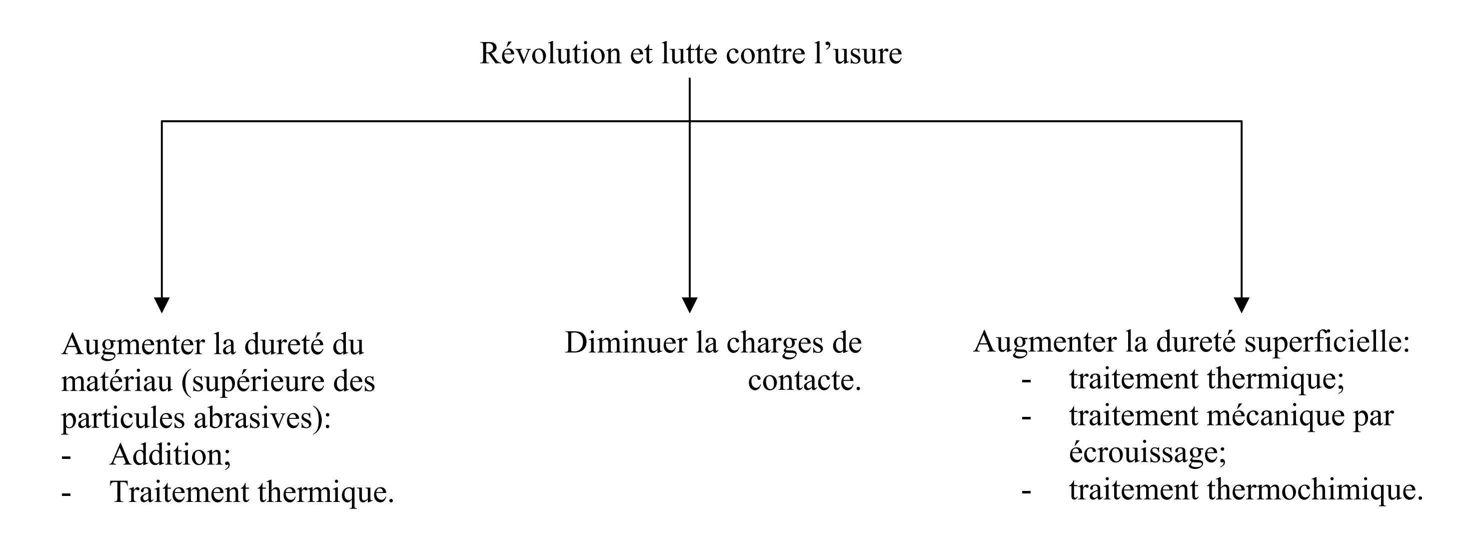


Figure 14. Schéma représente la révolution et lutte contre l'usure [40].

Pour les métaux ferreux on peut utiliser des structures martensitiques ou apporter un fort pourcentage de phases dures, carbures ou nitrures. On trouve, par ordre de résistance décroissante :

- Fonte blanche traitée : nitruration ;
- Fonte blanche à haute teneur en chrome ;
- Aciers Hadfield (aciers austénitiques formant une couche martensitique dure par écrouissage) ;
- Aciers martensitiques ;
- Aciers bainitiques [19].

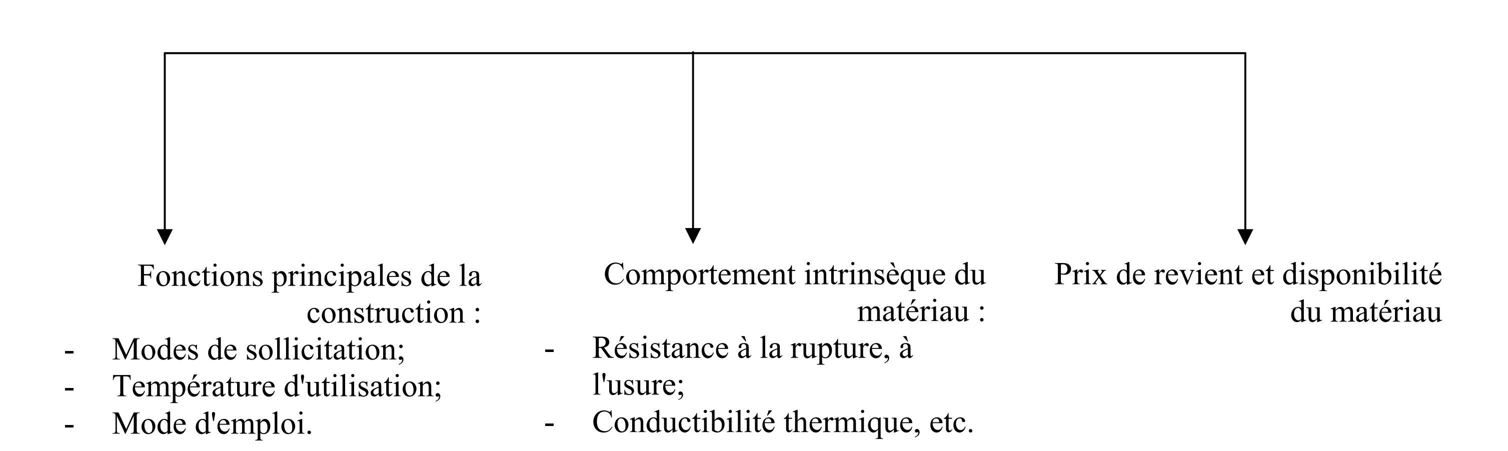


Figure 15. Facteurs conditionnant le choix d'un matériau [23].

II.7. Fontes blanches pour résistance à l'usure par abrasion

Les fontes blanches alliées conviennent particulièrement aux applications qui exigent une bonne résistance à l'abrasion. La prédominance des carbures dans leur microstructure leur donne la dureté élevée qui est nécessaire pour concasser ou broyer les autres matériaux sans qu'elles soient dégradées elles-mêmes. La matrice, qui sert de support aux carbures, peut être ajustée en réglant la teneur en éléments d'alliage et en appliquant ou non un traitement thermique, pour obtenir le compromis le plus économique entre la résistance à l'usure par abrasion, dune part et la ténacité nécessaire pour permettre à la pièce de résister à des chocs mécaniques répétés, d'autre part. Les fontes blanches alliées sont faciles à mouler dans les formes exigées pour le concassage et le broyage ou pour la manutention des matériaux abrasifs [30].

La résistance à abrasion n'est pas une caractéristique intrinsèque d'un alliage, car elle est indissociable des conditions dans lesquelles on utiliser la pièce. La capacité d'une pièce à résister aux pertes de masse provoquées par l'abrasion est fonction de la forme de la pièce, de l'opération effective à laquelle celle-ci participe, de la nature et de la dimension du matériau qui est véhiculé, concassé ou broyé. Dans la plupart des applications, le critère important est la durée de vie utile de la pièce. Pour le concassage et le broyage, la durée de vie de la pièce peut être imitée par l'aptitude de celle-ci à supporter, sans rupture, les chocs mécaniques répétés. Si les chocs mécaniques ne jouent pas un rôle important, la durée de vie de la pièce dépend de sa capacité à résister au déplacement du milieu abrasif contre la surface du métal avec le minimum de perte de métal. Les diverses fontes blanches offrent une variété de caractéristiques considérable pour un grand nombre d'applications qui exigent la résistance

à l'abrasion. Pour une pièce donnée, la composition de la fonte blanche peut être choisie et le traitement thermique spécifié de manière à obtenir la répartition des carbures et le type de matrice qui donnera, dans les conditions les plus économiques, la durée de vie en service la plus longue [30].

La plupart des fontes blanches utilisées pour leur résistance à l'abrasion appartiennent à la catégorie des fontes alliées. Toutefois, couramment, des fontes blanches non alliées assurent un service satisfaisant dans le cas où le matériau abrasif n'est pas trop fin ou lorsque le remplacement des pièces n'est ni fréquent, ni coûteux. Les fontes alliées contiennent toutes du chrome, pour empêcher la formation du graphite et pour garantir la stabilité des carbures dans la microstructure. Beaucoup de fontes blanches alliées contiennent également du nickel, du molybdène, du cuivre ou des combinaisons de ces métaux, dans le but d'empêcher ou de réduire au minimum la formation de la perlite dans la microstructure. Les pièces moulées en fonte blanche non alliée ont des duretés Brinell comprises entre 350 et 550. Leur microstructure est constituée de carbures de fer primaires, d'une microdureté de 900 à 1200 Vickers, contenus dans une matrice de perlite, dont la microdureté est de 220 à 300 Vickers. Les fontes blanches martensitiques alliées ont des duretés Brinell comprises entre 500 et 700. La dureté des carbures demeure comprise entre 900 et 1200 Vickers mais la martensite (toujours associée à une certaine quantité d'austénite résiduelle) à une microdureté de 600 à 700 Vickers [30]. Dans de nombreuses applications, les fontes blanches alliées à matrice martensitique, plus chères, sont toutefois celles qui assurent le service dans les conditions les plus économiques [30].

Les fontes blanches martensitiques peuvent être divisées en deux groupes principaux :

- Les fontes à faible teneur en chrome, qui contiennent 4 % de chrome et 3 à 5 % de nickel, avec une variante contenant 7 à 11 % do chrome ;
- Les fontes à forte teneur en chrome, qui contiennent de 14 à 28% du chrome, avec l à 3% de molybdène et qui reçoivent, fréquemment, une addition supplémentaire de nickel ou de cuivre.

Une troisième catégorie, d'importance secondaire, est constituée par les fontes blanches contenant 25 à 28 % de chrome, sans autre élément d'alliage [30].

II.7.1. Fontes blanches au Ni-Cr

Les premières fontes blanches alliées utilisées industriellement ont été les types martensitiques au nickel-chrome, avec une teneur en carbone comprise entre 2,5 et 3,6 %**.** Ces fontes sont couramment désignées par le nom commercial de Ni-Hard. Pendant de nombreuses années, pour les applications relatives au concassage et au broyage, elles ont été les matériaux les plus économiques parmi ceux susceptibles de satisfaire à de telles utilisations. Dans ces fontes, le nickel est le principal

élément d'alliage car, pour une teneur comprise entre 3,3 et 5,0 %**,** il supprime la transformation de l'austénite en perlite et, ainsi, assure à la matrice une structure finale constituée de martensite (toujours associée à une certaine quantité d'austénite résiduelle). Prévu dans la composition à des teneurs comprises entre 1,4 et 3,5 %**,** le chrome donne lieu à la formation de carbures stables et compense l'effet graphitisant du nickel [30]. Composée de carbures et de martensite, la matrice pressente une excellente résistance à l'abrasion sous contrainte faible ou moyenne [30].

La composition optimale d'une fonte blanche martensitique est fonction des épaisseurs de la pièce et des caractéristiques exigées pour l'utilisation envisagée. Généralement, La dureté et la résistance à l'abrasion sont fonction de la quantité de carbures présente dans la matrice. La teneur en carbone est comprise entre 3,2 et 3,6 % lorsque la résistance à l'abrasion constitue la première des exigences et que la résistance aux chocs mécaniques est secondaire. Par contre, la teneur en carbone est maintenue entre 2,7 et 3,2 % lorsque les conditions d'utilisation font intervenir des chocs mécaniques répétés. La teneur en nickel est fonction de la vitesse de refroidissement liée, en particulier. A la plus forte épaisseur de la pièce. Pour des pièces dont l'épaisseur est comprise entre 25 et 50 mm, des teneurs en nickel comprises entre 3,4 et 4,2 % sont suffisantes pour garantir une matrice entièrement martensitique (ou constituée du martensite et d'une certaine quantité d'austénite). Les pièces d'épaisseur plus forte peuvent exiger des teneurs en nickel de 4,5 à 5,5 %, si l'on veut éviter la formation d'une certaine quantité de perlite [30].

La fonte blanche martensitique dépourvue de graphite possède des caractéristiques physiques et une résistance à l'abrasion maximale. Une cassure blanche doit donc être exigée. Les pièces moulées de forte épaisseurs, telles que cylindre ou têtes de cylindre, sont souvent coulées avec une surface de travail trempée, la structure blanche supportée par une partie arrière à structure grise destinée à permettre un usinage limité.

Applications

En raison de leur coût relativement faible et de leurs excellentes performances en service, des tonnages importants en fontes blanches martensitiques sont utilisés dans l'exploitation des mines de cuivre, pour les blindages des parois des broyeurs à boulets et pour les boulets de ces mêmes broyeurs. Elles sont particulièrement efficaces dans les broyeurs par voie humide, dans lesquels les pièces ne sont pas exposées à des chocs mécaniques importants. La nuance FB Ni 4 Cr 2 HC est utilisée dans des applications qui exigent une dureté et une résistance à l'abrasion maximales, telles que des canalisations de transport de cendres, des pompes à boues, des blindages de broyeurs à boulets, des

têtes de cylindres, des bandages de meules de broyeurs, des segments de broyeurs à coke, des sabots de tambours de criblage, des moules pour briques, des coudes de canalisations pour le transport des boues abrasives et des plateaux de cribles à barreaux (figure 16). La nuance FB Ni 4 Cr 2 BC est recommandée pour les applications qui demande une résistance mécanique accrue et une résistance au choc moyenne, telles que des petites plaques de broyeurs, des concaves de broyeurs et des fiches de pulvérisateurs [30].

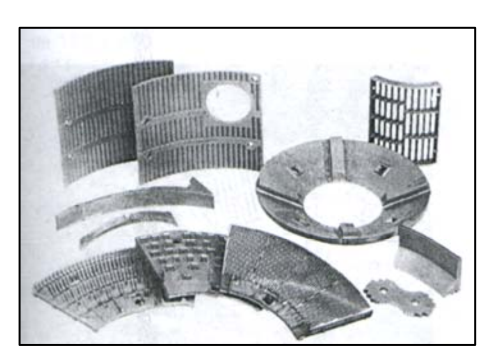


Figure 16. Quelques pièces dans les applications exigent la résistance à l'abrasion des fontes blanches austénitiques : outils de forage, dents de pelles mécaniques, lames,… [30].

La nuance FB Cr 9 Ni 5 s'est révélée intéressante dans la manutention des boues abrasives, ou elle a donné de bien meilleurs résultats que les deux autres nuances. Elle est également utilisée dans les tables et les cylindres des broyeurs employés pour la pulvérisation du charbon. Jusqu'à maintenant, elle n'a pas été très utilisée dans l'industrie minière, en raison de son coût plus élevé en éléments d'alliage [30].

II.7.2. Fontes blanches à forte teneur en chrome avec addition de molybdène

a. Caractéristiques

Pour tirer profit de la forte résistance à l'abrasion des carbures durs qui se forment dans les fontes blanches à forte teneur en chrome et pour augmenter la trempabilité de la matrice, en particulier dans le cas des teneurs en carbone élevés, il est possible d'ajouter au chrome d'autres éléments d'alliage. Le molybdène est très efficace pour empêcher la transformation de la matrice austénitique en perlite lors du refroidissement à l'intérieur du moule, ou au cours du traitement thermique, même lorsque la teneur en carbone est élevée [30].

De telles fontes blanches au chrome-molybdène figurent dans la norme AFNOR NF A 32 - 401 sous les désignations FB Cr 12 Mo Ni, FB Cr 15 Mo Ni et FB Cr 20 Mo Ni et pour la norme ASTM A

532, dans La classe II. Ces alliages offrent des combinaisons de résistance à l'abrasion et de ténacité que l'on ne peut pas trouver dans les autres fontes blanches. Ils sont de plus en plus utilisés dans l'industrie minière et pour des épaisseurs qui vont de celle de boulets de broyeurs de 12 mm de diamètre jusqu'à des segments de tables (figure 17), pour pulvérisateur à cylindres, dont l'épaisseur est de 350 mm. La nuance FB Cr 15 Mo Ni est une variante dont la teneur en chrome à été réduite à un niveau compris entre 14 et 18 % et où la teneur en molybdène est souvent portée à une valeur voisine de 3 % [30]. Une composition bien équilibrée, pour ce type de fonte blanche, est la suivante C = 3,0 à 3,5 %, Si = 0,3 à 0,6 %, Mn = 0,5 à 0,9 %, Cr = 15 à 18 % et Mo = 2,8 à 3,3 % [30].

La nuance FB Cr 20 Mo Ni a une teneur en chrome d'environ 20 % et une teneur en molybdène de 1 à 2 %, avec une addition de 1 % de nickel ou de cuivre, destinée à assurer une trempabilité convenable dans les sections d'épaisseur relativement forte. Ces alliages économiques ont donné de bons résultats en service, dans les applications exigeant une résistance à l'abrasion élevée, comme par exemple les blindages de forte épaisseur pour broyeurs. Les boulets de broyeurs qui résistent le mieux à l'abrasion et à la fatigue sont produits à partir d'une nuance dont la composition comporte 2 % de carbone, 18 % de chrome et 0,8 % de molybdène [30]. Dans le cas de chocs mécaniques répétés qui conduisent à des ruptures par fatigue, les meilleures performances enregistrées ont été obtenues avec une matrice de martensite revenue. Dans les cas où des chocs mécaniques répétés ne posent pas de problème, l'expérience a montré que des pièces qui avaient les même compositions, mais qui étaient utilisées sans traitement thermique, s'étaient très bien comportées [30].

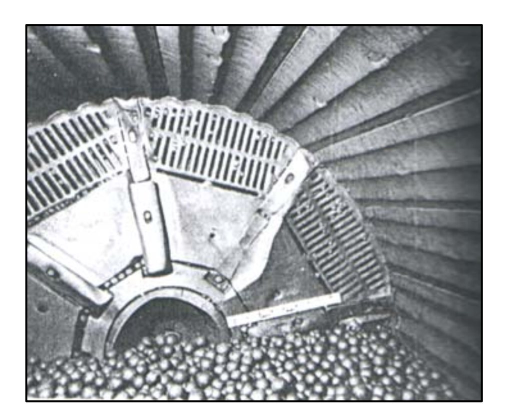


Figure 17. Boulets de broyeurs en fonte blanche à forte teneur en chrome avec addition de molybdène [30].

En général, la microstructure de la matrice des fontes blanches au chrome-molybdène est

constituée d'austénite. Celle-ci est stable à la température ambiante, principalement en raison de sa forte teneur en carbone. Les teneurs élevées en chrome et en molybdène, jointes éventuellement au cuivre ou au nickel, empêchent l'austénite de se transformer en perlite, même avec une teneur en carbone élevée. Il a été démontré qu'une fonte contenant 20 % de chrome et 3 % de molybdène, moulée sous la forme d'un barreau de 25 mm de diamètre, est dépourvue de perlite avec une teneur en carbone de 4,5 % [30]. Avec une teneur en carbone normale, la fonte correspondant à cette composition peut être moulée en sable dans des épaisseurs de 150 à 200 mm avec une matrice austénitique. Les pièces réalisées à l'aide de cet alliage sont susceptibles d'être utilisés à l'état brut de coulés, avec une matrice à prédominance austénitique. Toutefois, il est commandé d'effectuer un traitement de détente, à une température comprise entre 200 et 260 °C, qui permet d'améliorer la ténacité sans perte de la dureté ou de la résistance à l'abrasion [30].

La ténacité et la résistance à l'abrasion des fontes blanches au chrome-molybdène peuvent être encore améliorées par un traitement thermique qui transforme l'austénite en martensite. Ce résultat est atteint en utilisant une température élevée pour déstabiliser l'austénite sursaturée. Le traitement de déstabilisation consiste à maintenir les pièces à des températures supérieures à la température A_3, dans le domaine compris entre 950 et 1060 °C, pour favoriser la précipitation des carbures M_7C_3 dans l'austénite. Ainsi, la trempabilité de l'austénite est améliorée par suite de la réduction de sa teneur en carbone et le domaine de la transformation martensitique est augmenté. Les pièces doivent être refroidies aussi rapidement que possible à partir de la température de déstabilisation, pour obtenir une résistance à l'abrasion maximale. Dans certains cas, les pièces peuvent être trempées dans un liquide. Pour de nombreuses pièces de forte épaisseur, ou pour celles qui comportent des variations d'épaisseur, la vitesse de refroidissement rapide la plus sûre doit être limitée en utilisant soit l'air calme, soit l'air pulsé. La trempabilité élevée de ces fontes a permis de traiter des pièces complexes, tells que des rotors de pompe pesant plus de 2700 kg, avec, pour résultat, une microstructure totalement martensitique, extrêmement résistante à l'abrasion, sans utiliser des vitesses de refroidissement rapides qui auraient pu provoquer des contraintes résiduelles indésirables ou des tapures [30].

Après refroidissement des pièces jusqu'à la température ambiante, un traitement thermique de détente est recommandé pour améliorer leur ténacité. Le traitement le plus efficace consiste à maintenir les pièces à 200 °C pendant 4 à 8 heures, mais la température peut être plus élevée si les pièces doivent être exposées à des chocs mécaniques importants. Un traitement thermique fait passer la dureté Vickers HV 10 de 510 à 520 de la matrice austénitique à l'état brut de coulée à, environ, 800.

La matrice traitée peut conserver encore une certaine quantité d'austénite non transformée, qui s'écrouira en cours d'utilisation des pièces [30].

S'il est nécessaire d'effectuer un usinage, il est possible d'adoucir la pièce par recuit. Le traitement de recuit consiste à chauffer les pièces à une température comprise entre 955 et 1010 °C, puis à les refroidir lentement jusqu'à 760 °C et à les maintenir à cette température pendant 10 à 50 heures, en fonction de la composition. Le traitement à température élevée a pour but de réduire la teneur en carbone de l'austénite, par rejet de carbone vers les carbures eutectiques et à faciliter la transformation de l'austénite en un agrégat ferrite-carbures à la température optimale située au-dessous de point de transformation. Le temps de maintien prolonge à 760 °C est nécessaire pour permettre à l'austénite fortement alliée de se décomposer en ferrite et cémentite. Le traitement thermique est sans effet sur les carbures de la phase eutectique. La dureté plus faible de la matrice rend l'usinage de la pièce moins difficile qu'avec la matrice austéno-martensitique de la structure brute de coulée [30].

La stabilité élevée de la phase austénitique, même en présence de particules de carbures dispersées, incite à appliquer aux fontes blanches au chrome-molybdène, pratiquement austénitiques à l'état brut de coulée, le traitement à une température inférieure au point de transformation, ce qui permet d'éviter les frais et les risques associés aux traitements à haute température utilisés pour obtenir une microstructure martensitique. J.L. Parks [37] a étudié le traitement thermique inférieur au point de transformation pour des pièces épaisses. En utilisant des pièces moulées en quatre fontes différentes, refroidies à des vitesses simulant des sections de 100 et 150 mm d'épaisseur et qui, à l'état brut de coulée, avaient des matrices constituées d'austénite et de martensite, il a démontré que des traitements thermiques effectués à une température inférieure à celle du point de transformation, voisine de 500 °C, transformaient une grande partie de l'austénite en martensite secondaire, sans provoquer de revenu de la martensite primaire initiale. Le traitement thermique effectué au-dessous du point de transformation augmentait la dureté et la résistance à l'abrasion (tableau 2) [37].

	A	**B**		**D**
Composition, en %				
C	3,03	2.95	2.65	2.66
Si	0,48	1.17	0.54	1.13
Mn	0,83	1.67	1.45	1.54
Cr	17,8	17.9	19.7	19.7
Mo	1,96	1.92	2.49	2.40
Cu	1,00	1.01	1.01	0.98
Epaisseur de plaque simulée par la vitesse de refroidissement de la pièce moulée, en mm	100	100	150	150
Dureté Vickers (HV 30) à l'état brut de coulée	659	640	630	640
Austénite résiduelle, en %	48	50	46	30
Dureté après traitement thermique effectué au-dessous du point de transformation :				
à 475 °C	661	675	633 (45)*	728 (23)*
à 500° C	675	695	670	670 (15)*
à 525 °C	709	699	688 (38)*	639
Traitement : chauffage jusqu'à 250 °C puis refroidissement lent (120 C/heure)				
Dureté Vickers HV_{30}	655	613	593	621
Perte de masse à l'essai « pin abrasion test », en mg	65.6	60.2	58.4	69.2
Pièces traitées au-dessous du point de transformation à	525 °C	525 °C	525 °C	475 °C
Dureté Vickers HV_{30}	701	697	665	718
Perte de masse à l'essai « pin abrasion test », en mg	49.7	48.8	50.3	52.2

* Les chiffres entre parenthèses indiquent le pourcentage d'austénite résiduelle.

Tableau 2. Influence de différents traitements thermiques effectués à une température inférieure à celle du point de transformation sur la dureté et la résistance à l'abrasion de quatre fontes blanches au chrome-molybdène-cuivre à forte teneur en chrome [37].

La conclusion de l'auteur [37] est que, pour des pièces épaisses, les quatre fortes à forte teneur en chrome avec addition de molybdène et de cuivre étudiées avaient, après traitement thermique effectué

au-dessous du point de transformation, par rapport à l'état brut de coulée, une résistance à la compression, une ténacité à la rupture et une résistance à l'abrasion analogues à celles des pièces semblables soumises à un traitement thermique complet destiné à leur conférer une matrice à prédominance martensitique. Le traitement thermique pratiqué au-dessous du point de transformation, traitement qui réduit les risques de tapures et permet d'économiser l'énergie et de diminuer les coûts, a été appliqué avec des résultats satisfaisants à de nombreuses pièces de dimension importante et, récemment, à des cylindres massifs en fonte au chrome-molybdène à forte teneur en molybdène, destinés à des laminoirs.

b. Applications

Des tonnages importants de fontes à 15 % de chrome, à 3 % de molybdène et à teneur en carbone comprise entre 2,4 et 2,8 % sont produits chaque année pour les cylindres et les marteaux à percussion de broyeurs utilisés par l'industrie minière, sous la forme de pièces dont l'épaisseur peut aller jusqu'à 100 mm. Parmi les autres pièces, figurent les garnitures destinées aux pompes à boues utilisées dans les opérations de forage des puits, les carters et rotors des pompes centrifuges de grande dimension utilisées sur les conduites de transport des boues, les rotors des pompes de décharge, les plaques de blindage pour broyeurs à boulets de grande dimension, les capuchons destinés à protéger les barreaux des cribles en acier au manganèse Hadfield contre la forte abrasion du quartz, les panneaux de rechange des tamis Tyrock et les sabots d'usure des séparateurs de sable du type à vis.

La nuance à teneur en carbone plus élevée, qui contient environ 3,5 % de carbone, est utilisée pour des pièces d'épaisseur relativement faible qui ne sont pas exposées à des chocs mécaniques importants, mais dont on exige qu'elles résistent à une abrasion sévère, comme par exemple les ajutages des machines à sabler ou les aubes des rotors employés pour accélérer la grenaille dans les machines à nettoyer les métaux. Généralement, les pièces réalisées dans cette nuance ont une épaisseur limitée à 25 - 50 mm [30].

Les nuances IID et IIE (20 Cr-Mo-LC et 20 Cr-Mo-HC) de la norme ASTM A 532 sont utilisées pour les barreaux du dispositif élévateur (côté alimentation) des broyeurs autogènes et pour la fabrication de pièces massives, telles que blindages de broyeurs, cylindres de pulvérisateurs et rotors de pompes à boues. Dans certaines de ces pièces, l'épaisseur atteinte 250 mm avec, parfois, une masse de plusieurs tonnes [30].

II.8.Traitement thermique des fontes

Les traitements thermiques agissent sur la matrice en modifiant la nature des constituants et parfois même en transformant profondément la structure.

Les divers résultats pratiques que l'on peut viser par traitements thermiques de la matrice des fontes sont les suivants :

- Accroître et uniformiser la propriété technologique appelée usinabilité dont on cherche actuellement à normaliser la mesure. Quant il s'agit d'une structure perlitique fine parfois difficile a usiner, on applique souvent un recuit de ferritisation par ce que l'on fait apparaître des grains de ferrite libre, du fait de la graphitisation de la cémentite eutectoide. Mais il ne faut pas abuser de cette transformation qui s'effectue au détriment des qualités mécaniques des métaux devenus médiocres ;
- Pour homogénéiser la dureté et les caractéristiques mécaniques et pour élever les valeurs de la résistance a la traction (R) et la dureté (HB), on effectue alors une trempe martensitique de la matrice suivie le plus tôt possible d'un revenu ;
- Pour éliminer les contraintes internes qui étant susceptibles de provoquer des ruptures en service, on effectue un revenu de détente [2].

Si l'on considère l'ensemble des fontes de toute nature, on constate que les différents traitements thermiques qui leur sont éventuellement appliqués reposent sur des bases métallurgiques communes. Ces traitements sont utiles pour stabiliser les dimensions des moulages et pour homogénéiser les structures ; ils sont nécessaires pour accroître les propriétés d'utilisation des pièces soumises, dans leur ensemble, à de fortes sollicitations mécaniques, ou à des propriétés superficielles particulières.

Les fontes sont constituées par une matrice (analogue à un acier mais à teneur variable en carbone) dans laquelle se trouvent toujours des particules de graphite ou de carbures en proportion parfois importante (jusqu'à environ 50 % en volume) et ayant en majeure partie pour origine les eutectiques stable ou métastable dérivés des systèmes fer-carbone [23].

La matrice, qui peut être ferritique, perlitique, austénitique, martensitique, bainitique, etc., est modifiable par traitement thermique, compte tenu de sa composition chimique, suivant les mêmes principes qu'un acier : trempe, revenu, recuit, etc. [23] ; il convient toutefois de souligner le rôle important joué par le graphite ou les carbures au cours des transformations de la matrice des fontes :

- Le graphite et les carbures sont des réserves de carbone qui permettent à la matrice de se saturer par dissolution et diffusion en tendant vers l'état d'équilibre prévu par les diagrammes,

notamment en phase austénitique au cours d'un maintien au-dessus du point de transformation Ac_3 (il suffit parfois de quelques minutes pour que cet effet soit appréciable) ;

- Par le processus inverse, lorsque la solubilité du carbone décroît, l'austénite rejette cet élément qui tend le plus souvent à précipiter sous forme de graphite ou de carbures sur les constituants de cette nature qui préexistent.

Cela permet de dire que les matrices des fontes se transforment par traitement thermique comme des aciers, mais dont la teneur en carbone varierait en fonction de la température et du temps.

En outre, pourvu qu'ils ne soient pas excessivement stabilisés par les éléments carburigènes (Cr, V, Mn, Mo, etc.), les carbures peuvent se décomposer avec libération de graphite (graphitisation) au cours de maintiens prolongés (plusieurs dizaines de minutes à plusieurs dizaines d'heures) à une température suffisante (au-delà de 500°C), mais pas obligatoirement supérieure au point de transformation Ac_3, quoi qu'il en soit ainsi le plus fréquemment (850 à 1000°C).

Enfin, les carbures et le graphite lamellaire rendent les fontes plus fragiles au choc thermique que les aciers, ce qui exclut généralement les traitements trop brusques, tels que les trempes à l'eau [23].

II.8.2. Trempe et revenu

La trempe et le revenu des fontes n'ont pas seulement pour but de régler la dureté mais visent plutôt à établir le meilleur compromis entre l'usinabilité, la résistance à l'usure et les caractéristiques mécaniques (résistance, résilience, plasticité) de pièces hautement sollicitées statiquement ou dynamiquement. La figure 18 illustre, par exemple, l'évolution de la caractéristique mécanique après trempe et revenue d'une fonte grise modérément alliée.

Pour le traitement des fontes à graphite lamellaire ou blanches, on évite en général la trempe à l'eau et même à l'huile (sauf forme des pièces favorable à l'égalisation très rapide des températures) en raison des risques de tapures. En revanche, les fontes à graphite sphéroïdal et les fontes malléables peuvent être ainsi couramment améliorées pour atteindre de hautes performances (résistance à la traction de 800 à 1000 MPa) [23].

Comme en métallurgie des aciers, la trempe au-dessus de Ac_3 produit des constituants aciculaires (martensite, bénite) plus ou moins mêlés d'austénite résiduelle. Mais ici, la température et la durée d'austénitisation sont choisies en fonction de la teneur en carbone que l'on veut donner à la matrice pour lui procurer la trempabilité et, après revenu, les propriétés voulues. On pourrait donc, théoriquement, tremper des fontes initialement ferritiques mais, bien entendu, les fontes perlitiques

sont les plus recommandables et sont seules acceptables en cas de traitement rapide tel que les traitements de durcissement superficiel au chalumeau ou par induction [23].

Le revenu achève la décomposition de l'austénite résiduelle, transforme plus ou moins les constituants aciculaires en les adoucissant, permet la relaxation des contraintes de coulée et de trempe ainsi que la stabilisation dimensionnelle. Le graphite et les carbures libres ne jouent pas alors de rôle notable (sauf dans certaines fontes alliées) [23].

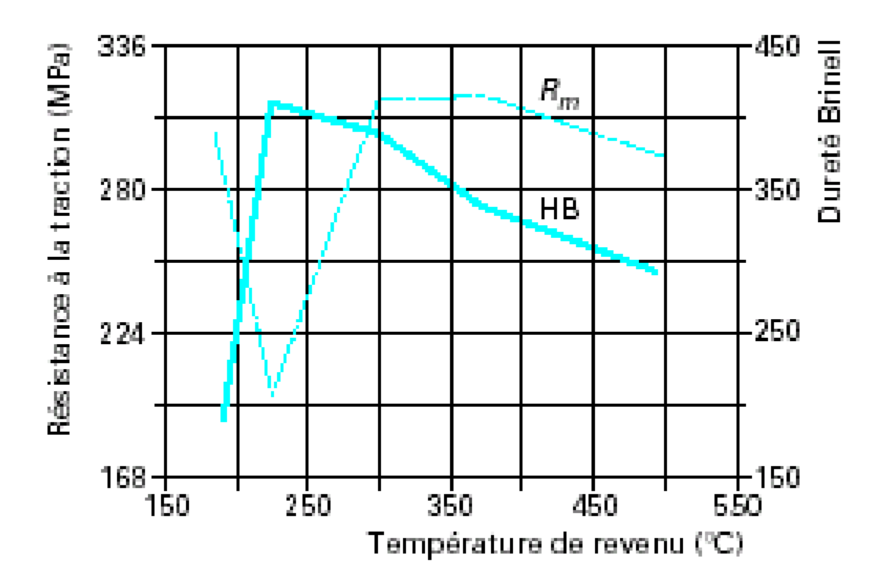


Figure 18. Dureté et résistance à la traction d'une fonte modérément alliée trempée et revenue [23].

La résistance est d'autant plus élevée et l'allongement à la rupture d'autant plus faible que la température du second palier est plus élevée et la température de revenu plus basse. Bien entendu, on peut aussi jouer sur la durée de revenu (1 à 6 h par exemple) [23].

II.8.3. Traitement des fontes à haute teneur en chrome

En dehors du traitement de relaxation des contraintes résiduelles de moulage à une température limitée supérieurement par les risques de transformation structurale, on peut appliquer les traitements de durcissement par trempe, d'adoucissement et d'amélioration de la tenue aux chocs [23].

a. Durcissement par trempe

Pour les nuances contenant de 12 à 26 % de chrome, on obtient une structure à prédominance martensitique par un conditionnement de l'austénite à température élevée (de l'ordre de 1000°C avec maintien prolongé) suivi d'un refroidissement rapide, le plus souvent réalisé par ventilation, par gaz forcé ou par pulvérisation d'un brouillard. La trempe à l'huile étant réservée aux pièces de forme simple [23].

b. Adoucissement

L'adoucissement a pour but de permettre ou de faciliter l'usinage avant un traitement de durcissement ultérieur. Après une lente mise en température entre 920 et 975°C, on forme des structures à prédominance perlitique par un refroidissement dans le four, contrôlé, entre 800 et 600°C, suivi d'un refroidissement à l'air [23].

c. Amélioration de la tenue aux chocs

Le revenu peut être nécessaire pour transformer l'austénite résiduelle en martensite, celle-ci est ainsi adoucie et les contraintes résiduelles sont relaxées.

La température de revenu peut être comprise entre 200 et 550°C avec un chauffage lent et un refroidissement à l'air [23].

II.8.4. Traitement thermique des fontes à 15 % de chrome et contenant du vanadium

L'introduction de 3 à 8 % de vanadium dans les fontes blanches à environ 15 % de chrome a permis d'augmenter nettement leur résistance à l'usure. Cependant, le durcissement maximal ne peut être obtenu que par un traitement thermique bien étudié. On propose le choix entre deux classes de durcissement :

- Une austénitisation à température modérée (Ac_3 + 50 à 100°C) suivie d'une trempe martensitique, complétée par un durcissement secondaire (précipitation de carbures vers 550°C ; maximum de dureté pour environ 1 h de maintien) ;
- Une austénitisation à température très élevée (au-delà de 1100°C si possible) suivie d'une trempe austénitique (hypertrempe) ; cette austénite est ensuite durcie par revenu ou même par écrouissage en service ou encore par le froid [23].

II.8.5. Traitement thermique des fontes Ni-Hard

Une fonte blanche de la nuance FB Cr 9 Ni 5 a une composition conforme aux fourchettes suivantes 2,5 à 3,6 % de carbone. 1,5 à 2,2 % de silicium, 0,4 à 0,7 % de manganèse, 5 à 11 % de chrome et 4 à 6 % de nickel [30]. A l'état brut de coulée, cette fonte à une dureté Brinell voisine de 550, en raison de la prédominance de l'austénite dans la matrice. Généralement, elle est soumise à un traitement thermique destiné à transformer une partie importante de l'austénite résiduelle en martensite, pour obtenir une résistance à l'usure aussi élevée que possible. Le traitement thermique fait passer la dureté Brinell à un niveau compris entre 600 et 750. Les pièces de forme simple sont chauffées à 750 °C pendent 8 heures, puis elles sont refroidies à l'air. Dans le cas de formes complexes à section variable, le traitement thermique recommandé consiste à maintenir les pièces à 550 °C pendant 4 heures, puis à les refroidir à l'air jusqu'a la température ambiante, ensuite à leur faire subir un maintien de 16 heures à 450 °C, suivi d'un nouveau refroidissement à l'air. En général, la résistance à la traction des pièces est comprise entre 520 et 550 MPa [39]. Ces fontes peuvent être coulées soit dans des moules en sable, soit dans des coquilles métalliques. Celles qui sont coulées en coquille présentent une résistance mécanique et une ténacité plus élevées que celles coulées dans des moules en sable, car elles contiennent des carbures plus fins. Chaque fois que cela est possible, il est recommandé de mouler les parties des pièces soumises à l'usure contre des refroidisseurs [38].

Généralement, il est nécessaire de traiter toutes les pièces en fonte blanche martensitique à une température comprise entre 200 et 230 °C, pendant au moins 4 heures, avant de les mettre en service [38]. Ce traitement thermique est couramment désigné sous le nom de traitement de détente, car d'une part, il provoque une relaxation des contraintes internes dues à la transformation martensitique et, d'autre part, il favorise la transformation d'une grande partie de l'austénite résiduelle. Le traitement de détente peut accroître de 50 à 80 % la résistance mécanique et la résilience, sans diminution de la résistance a l'abrasion [30].

III. METHODE EXPERIMENTALE

III.1. Coulés des échantillons

Pour la préparation de nos échantillons destinés à la métallographie, la dureté, la microdureté et l'usure nous avons procédé comme suit :

- Préparation des moules pour la coulée des barreaux cylindriques de diamètre 20 mm et de 100 mm de longueur (Figure 19). Les moules sont confectionnées en sables au silicate de soude ;
- Pulvérisation des ferro-alliages dans un broyeur à cylindre ;
- Fusion de la fonte dans un four à induction dont la composition chimique est montrée dans le tableau 3 ;
- Découpage des échantillons en plusieurs parties pour les essais cités précédemment.

Pour la réalisation de notre étude, nous avons planifié nos expériences selon le tableau 4. Les éléments utilisés sont ajoutés sous forme de ferreo-alliages (ferro-molybdène, ferro-niobium, ferro-titane, ferro-vanadium et ferro-manganèse).

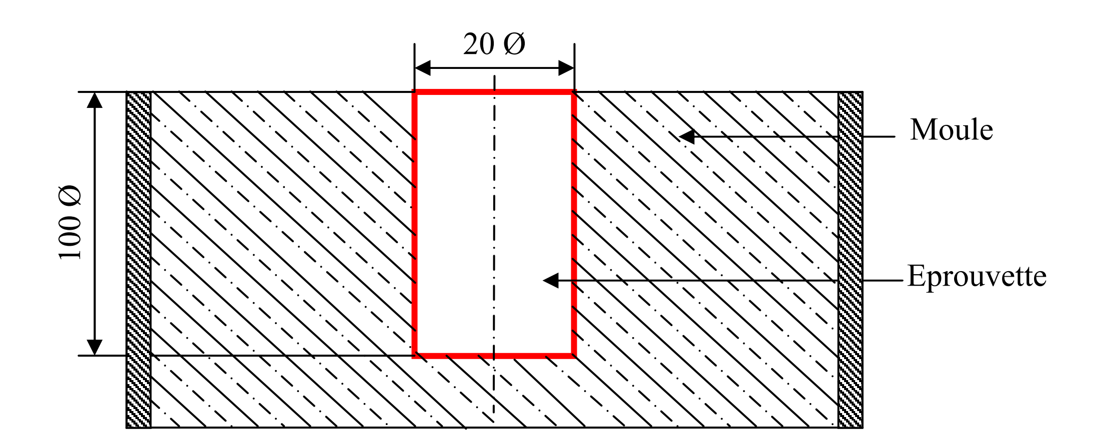


Figure 19. Méthode de coulée des éprouvettes.

C, %	Si, %	Mn, %	P, %	S, %	Cr, %	Mo, %
2 ,31	0,87	0,77	0,08	0,031	15,01	0,02

Tableau 3. Composition chimique de la fonte expérimentée.

Échantillons	Teneur en élément %	Elément, %	Échantillons	Teneur en élément %	Eléments, %
1	0.5	Mn	31	0.5	Nb+V
2	1	Mn	32	0.5	Nb+Mo
3	1.5	Mn	33	0.5	Nb+Mn
4	2	Mn	34	0.5	Mn+Mo
5	2.5	Mn	35	0.5	Mn+V
6	3	Mn	36	0.5	Mo+V
7	0.5	Ti	37	0.5	Ti+V
8	1	Ti	38	0.5	Ti+Mo
9	1.5	Ti	39	0.5	Nb+Ti
10	2	Ti	40	0.5	Mn+Ti
11	2.5	Ti	41	0.5	Mo+V+Ti
12	3	Ti	42	0.5	Ti+Mo+Nb
13	0.5	V	43	0.5	Ti+V+Mn
14	1	V	44	0.5	Mn+Nb+Ti
15	1.5	V	45	0.5	Mn+Nb+Mo
16	2	V	46	0.5	Ti+V+Nb
17	2.5	V	47	0.5	Mn+Nb+V
18	3	V	48	0.5	Ti+Mo+Mn
19	0.5	Mo	49	0.5	Mo+V+Mn
20	1	Mo	50	0.5	Mo+V+Nb
21	1.5	Mo	51	0.5	Mo+V+Nb+Mn
22	2	Mo	52	0.5	Ti+Mo+V+Mn
23	2.5	Mo	53	0.5	Ti+Mo+Nb+Mn
24	3	Mo	54	0.5	Ti+V+Nb+Mn
25	0.5	Nb	55	0.5	Ti+Mo+V+Nb
26	1	Nb	56	-	Fonte de base
27	1.5	Nb			
28	2	Nb			
29	2.5	Nb			
30	3	Nb			

Tableau 4. Planification expérimentale.

III.2. Etude métallographique

L'étude métallographique est un moyen de contrôler essentiellement la structure micrographique des matériaux métalliques.

Toute étude de matériaux métalliques passe presque toujours par l'étude des constituants micrographiques. Ce sont eux qui donnent aux métaux leurs différentes caractéristiques mécaniques.

Toutes les étapes de la vie d'un matériau sont concernées par leur mise au point, leur utilisation et leur détérioration par usure.

III.2.1. Préparation des échantillons

La préparation des échantillons pour l'observation micrographique nécessite un polissage mécanique. Celui-ci consiste en une série de polissage au papier émeri de granulométrie de plus en plus fine pour terminer avec un tissu recouvert de pâte diamantée (à chaque fois suivis de nettoyage à l'eau à la fin de chaque étape de polissage pour enlever les plus grosses particules qui pourraient griffer la surface). Tous les échantillons expérimentés sont attaqués au nital à 4%.

III.2.2. Observation

Grâce au microscope optique équipé d'une camera vidéo type « LEICA » (figure 20) piloté par ordinateur, il est possible de visualiser tous types de surfaces avec un grossissement pouvant aller jusqu'à 1200 fois. De ces nombreuses observations et grâce à une bonne connaissance de la physique des solides, les diagrammes de phases des matériaux et de nombreux paramètres du microscope, une analyse précise peut être menée.



Figure 20. Microscope utilisé pour l'étude métallographique.

III.3. Essai de dureté

La dureté d'un matériau est une propriété mécanique représentant la résistance à la pénétration d'un indenteur dont la forme dépend du procédé d'indentation choisi (figure 21). Pendant l'essai de dureté, il se forme une empreinte d'indentation entourée d'une zone déformée plastiquement. Plus la dureté est élevée, plus l'empreinte et la zone déformée sont réduites. La déformation plastique est le

résultat de microdéformations intervenantes à l'échelle de la maille cristalline à partir des défauts microstructuraux comme les précipités, les atomes en insertion ou en substitution et les dislocations.

Cet essai sert à mesurer la dureté d'un métal en tenant compte de la profondeur à laquelle une pointe pénètre dans le métal lorsqu'on applique une charge donnée.

Les essais de dureté peuvent être réalisés à l'aide de plusieurs appareils de mesure. La principale différence entre les divers essais réside dans la forme de la pointe

Nous avons alors pris différentes mesures de dureté, par la méthode de mesure (figure 22) de dureté HRC (Hardness Rockwell Cone) en partant de l'extrémité de l'éprouvette jusqu'à l'autre extrémité; ceci est toujours normalisé. Nous avons repris les différentes mesures dans un graphe donnant la dureté en fonction des éléments expérimentés.

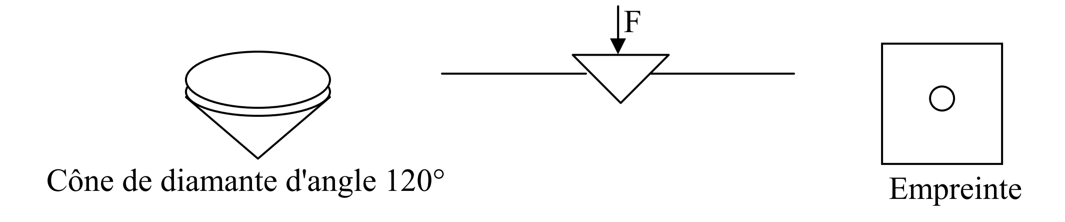


Figure 21. Principe de l'essai de dureté HRC.



Figure 22. Machine utilisée pour l'essai de dureté HRC.

III.4. Microdureté

L'obtention de la microdureté permet d'identifier les constituants structuraux de notre fonte avant et après traitement thermique appliqué.

La microdureté étant fortement dépendante de la microstructure de fonte et surtout de la nature des précipités qui sont formés. Les éléments d'addition présents dans les fontes ainsi que les paramètres de traitements vont donc avoir une influence sur les résultats obtenus avant et après traitements.

La microdureté Vickers a été mesurée sur un appareil de type « ПМТ-3 » (figure 23), dans lequel le temps de pénétration est environ de quinze seconde. Nous avons pris six (06) mesures pour chaque constituant structural sous une charge de 50 et 30 grammes**.** Cette méthode consiste à appliquer une force et mesurer ensuite l'empreinte.

On peut alors trouver la dureté de Ludwick-Vickers avec la formule:

$$Hv = \frac{p}{M} = \frac{\frac{P}{d^2}}{1.8544} = 1.8544 \times \frac{P}{d^2} \qquad -5-$$



Figure 23. Microduremètre utilisé pour les essais.

III.5. Essai d'usure

III.5.1. Usure par frottement

Ce dispositif a été réalisé au niveau du laboratoire. L'essai effectué sur cet appareil est un essai normalisé utilisé par l'ensemble du monde industriel.

Il s'agit de mesurer la quantité de matière perdue après passage de 40 m de l’échantillon sur un disque en quartz de granulométrie 120 mm, avec une vitesse de rotation de 120 tours / minute et une charge P de 0.5 Kgf (figure 24).

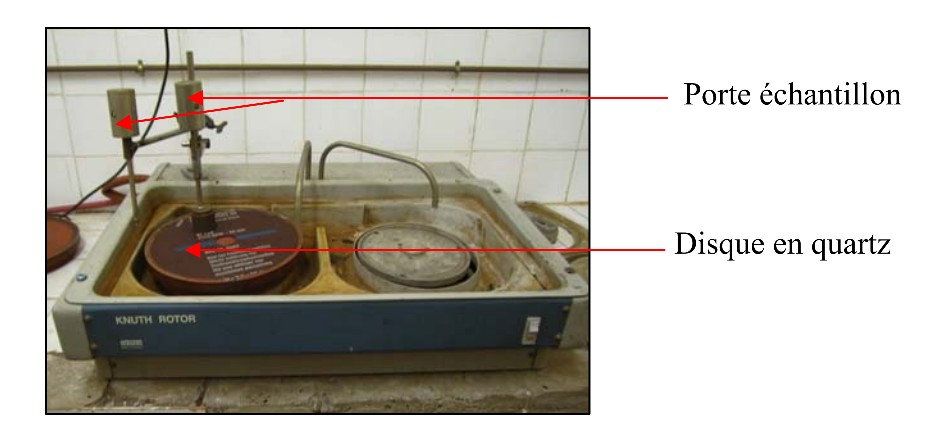


Figure 24. Dispositif utilisé pour l'usure par abrasion.

III.5.1. Usure par abrasion

Cette technique consiste à mettre les échantillons dans un broyeur à boulets avec le sable siliceux pour augmenter le taux d’usure. Le broyeur (figure 25) réalisé au niveau du laboratoire du département tourne à une vitesse de 75 tours /min.

La perte de matière est mesurée après chaque 5 minutes d’intervalle pendant 15 minutes.

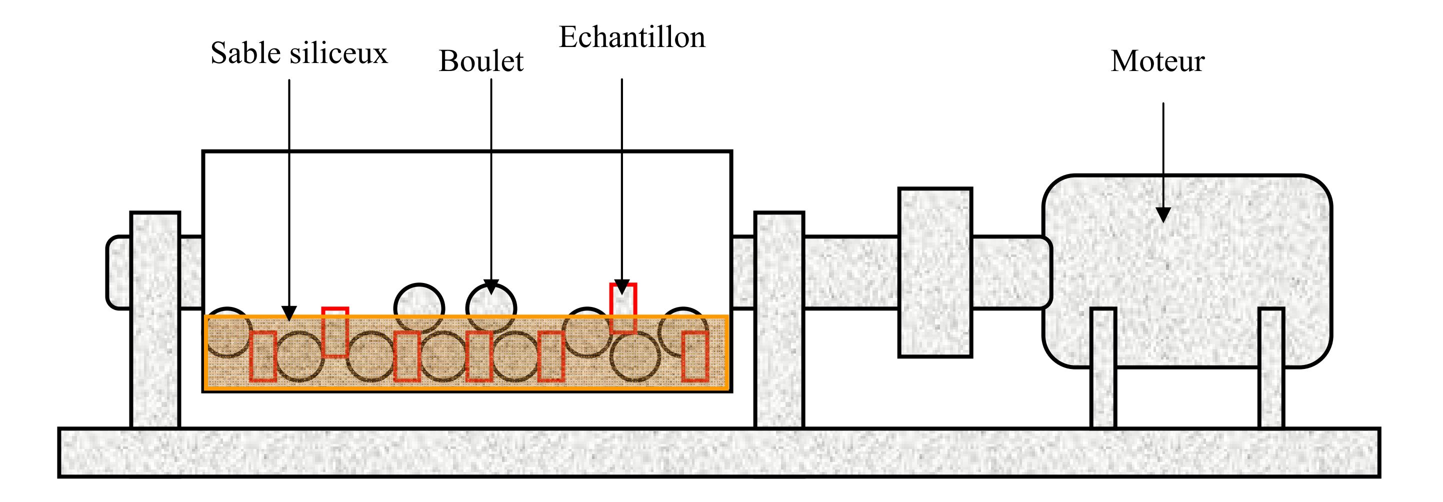


Figure 25. Dispositif utilisé pour l’essai d’usure par broyage.

III.6. Traitement thermique

La trempe est un procédé de durcissement qui consiste à chauffer la fonte au-dessus de sa température de transformation, puis à la refroidir rapidement en la trempant dans un bain liquide ou dans un fluide gazeux. La trempe de la fonte permet d'augmenter sa dureté et sa résistance. On l'utilise pour durcir les pièces mécaniques lorsque leur fonction exige une dureté accrue pour résister à l'usure ou aux chocs répétés.

La première étape de la trempe consiste à chauffer la pièce au-dessus de sa température de transformation. Elle varie selon le pourcentage de carbone contenu dans la fonte et dans notre cas, la température de traitement est de 980 °C.

Pour le chauffage des échantillons, on a utilisé un four qui permet d'obtenir une température uniforme des éprouvettes, ce qui se traduit par une trempe de qualité. On utilise un four électrique, il est propre, son réglage est simple et la température développée est uniforme.

Une fois les échantillons installés dans le four, on doit maintenir la température suffisamment longtemps pour permettre à la chaleur de se distribuer à travers toute la pièce. Donc, le temps de chauffage nécessaire varie en fonction des dimensions de l’échantillon à tremper. Le refroidissement se fait à l’air sous pression (figure 26) et suivi d’un revenu à 250 °C avec refroidissement dans le four (figure 27).

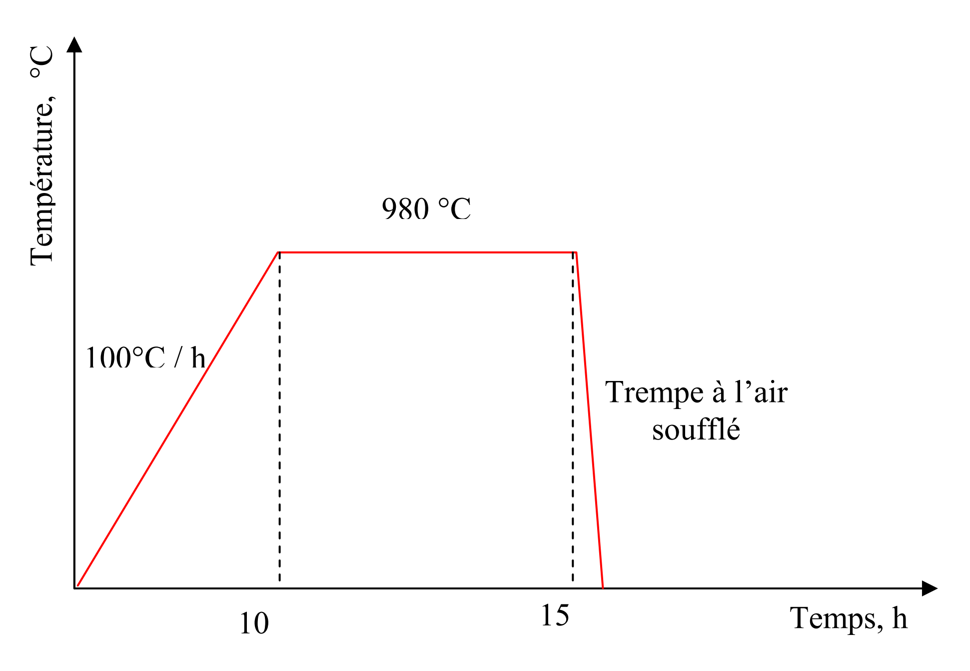


Figure 26. Cycle de traitement thermique utilisé (trempe).

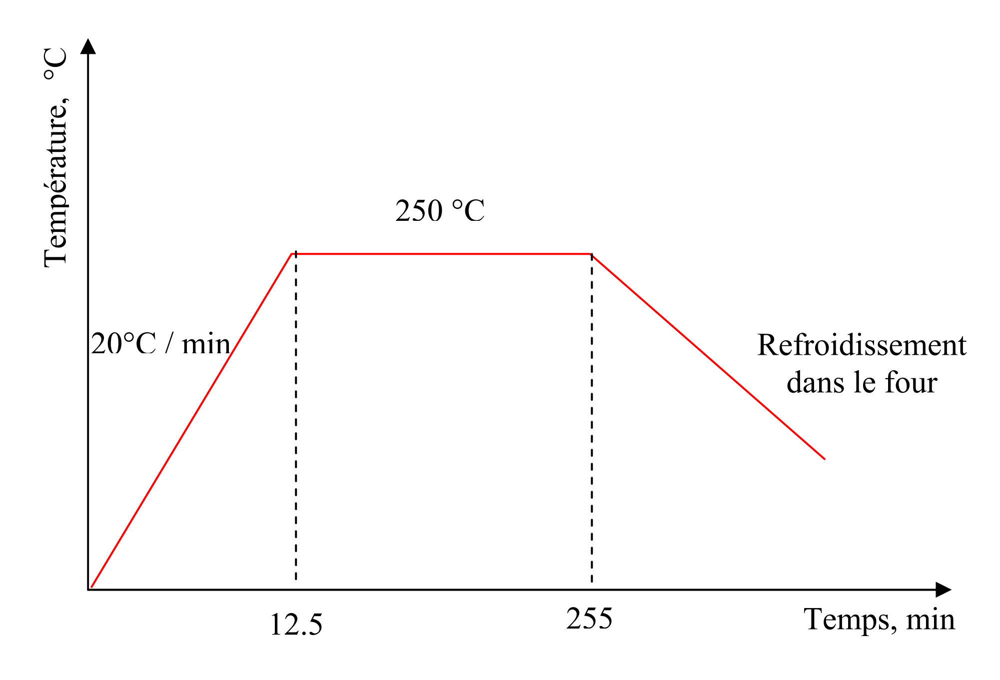


Figure 27. Cycle du traitement de revenu.

IV. RESULTATS ET DISCUSSION

IV.1. Métallographie

La fonte de base étudiée, dont la composition chimique est donnée dans le tableau 3, présente à l'état brut de coulée une matrice composée de grains grossiers d'austénite bien répartis entourés d'un eutectique carburigène (figure 28a). Après traitement thermique, la matrice reste austénitique mais l'eutectique carburigène prend un volume plus important que dans la structure de base (figure 25b).

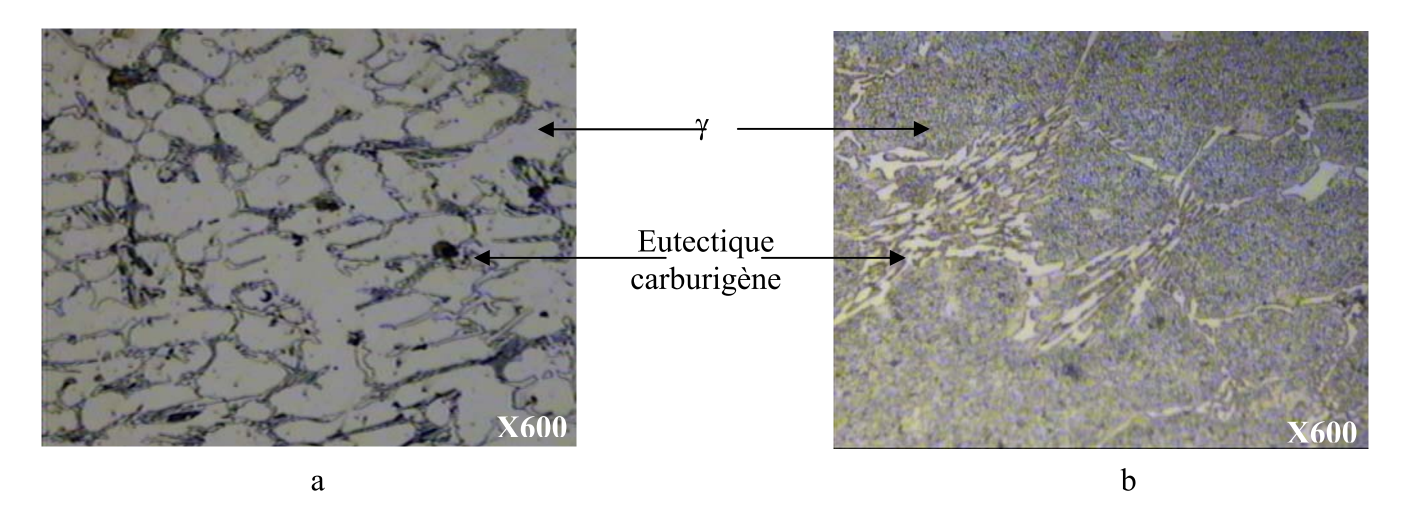


Figure 28. Microstructures de la fonte de base ; a : brut de coulée, b : après traitement.

Dans la fonte traitée à 0.5% Mn, on remarque que l'austénite de cette fonte est plus fine que celle de la fonte de base. L'eutectique carburigène est toujours réparti autour des grains d'austénite (figure 29a). A cette teneur la structure reste pratiquement inchangée. Mais au-delà de 0.5% de manganèse, on observe un grossissement de l'eutectique (figure 30a, 31a et 32a) et cela jusqu'à 2.5 %. A cette teneur, l'austénite prend une forme dendritique allongée (figure 33a). A 3.0% de manganèse, l'austénite de la fonte reprend une forme plus au moins arrondie avec une distribution pratiquement parfaite (figure 34a).

Après le traitement thermique appliqué à la fonte alliée au manganèse, on observe un accroissement de la quantité de l'eutectique carburigène dans la structure de la fonte de 0.5 % à 3.0 % Mn (figure 29b, 30b, 31b, 32b, 33b et 34b). La fonte alliée à 2.5 % Mn a révélé une structure après trempe la plus fine et où les constituants structuraux sont les mieux répartis.

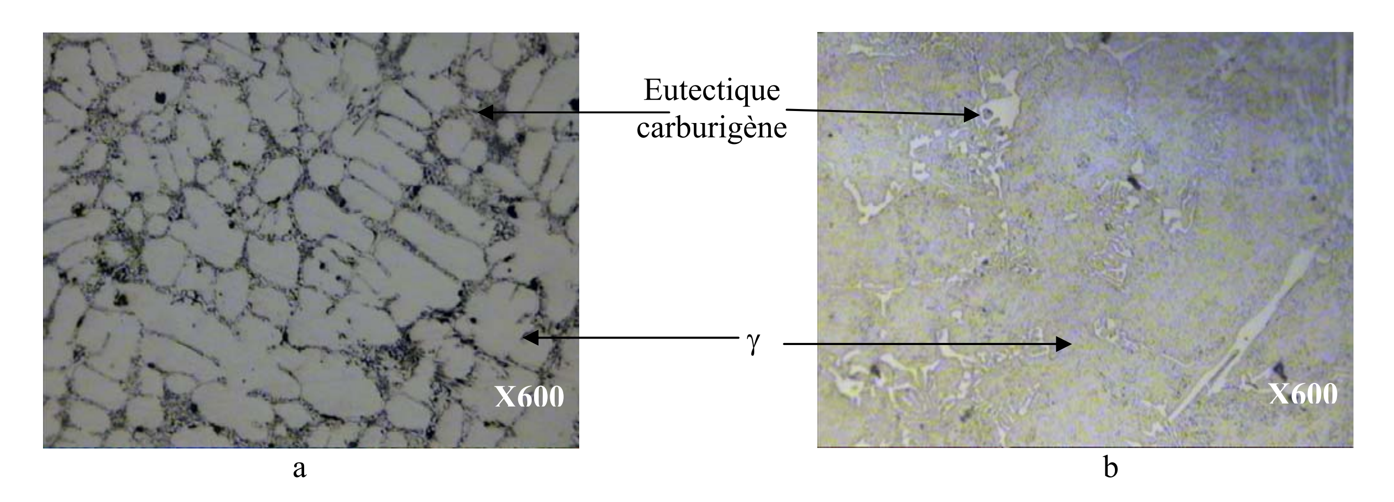


Figure 29. Microstructures de la fonte à 0.5 % Mn ; a : brut de coulée, b : après traitement.

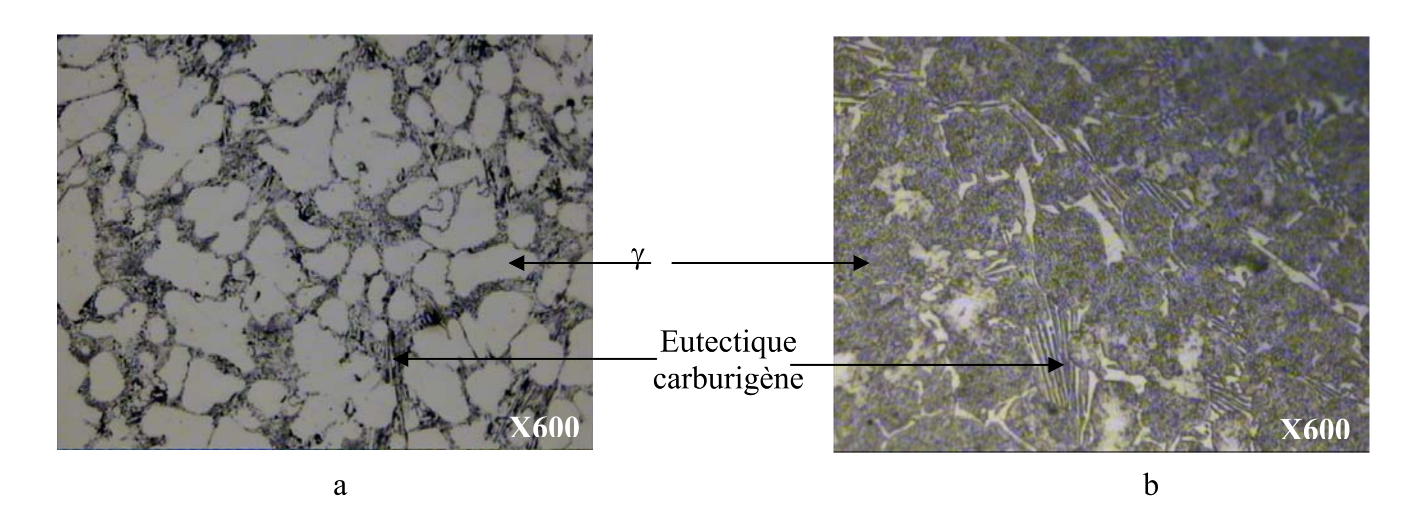


Figure 30. Microstructures de la fonte à 1.0 % Mn ; a : brut de coulée, b : après traitement.

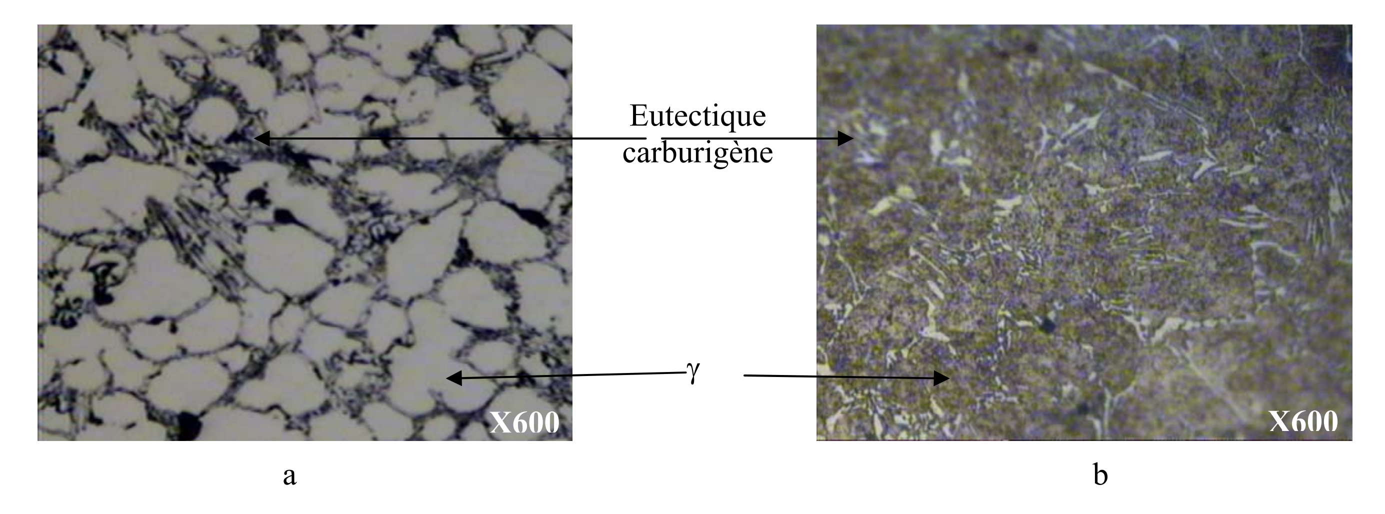


Figure 31. Microstructures de la fonte à 1.5 % Mn ; a : brut de coulée, b : après traitement.

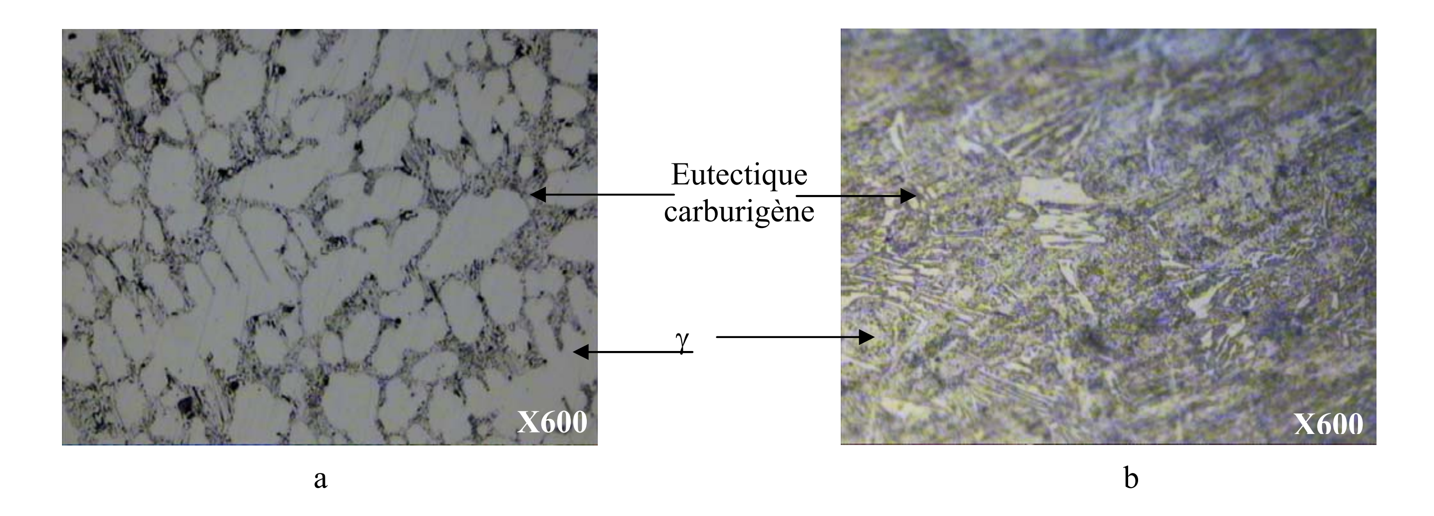


Figure 32. Microstructures de la fonte à 2.0 % Mn ; a : brut de coulée, b : après traitement.

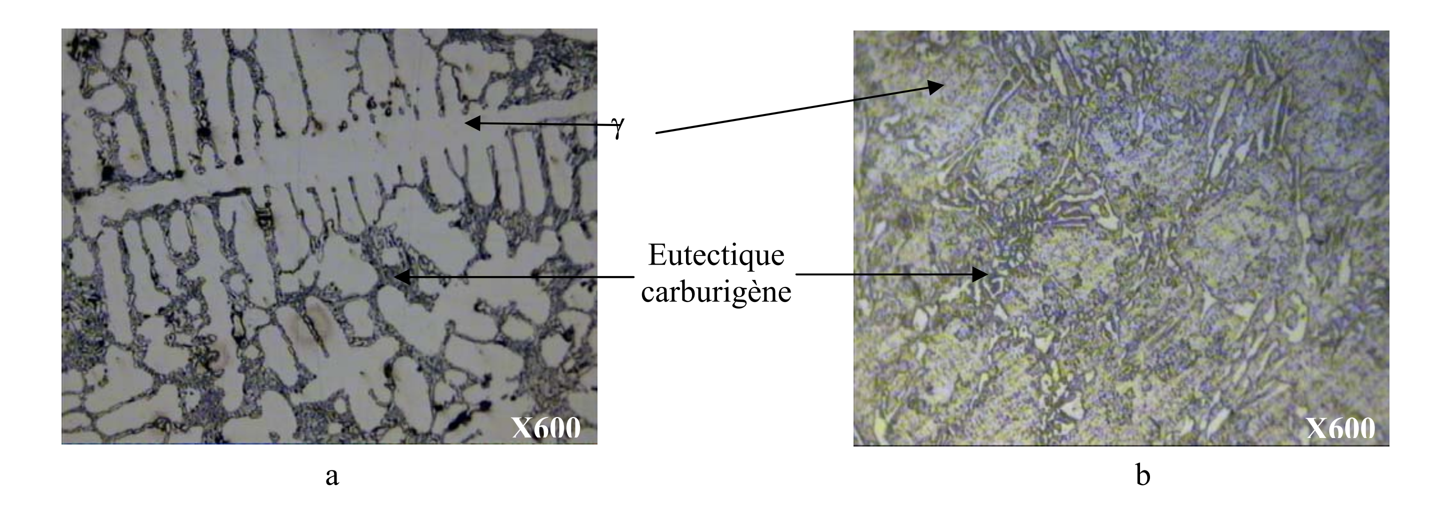


Figure 33. Microstructures de la fonte à 2.5 % Mn ; a : brut de coulée, b : après traitement.

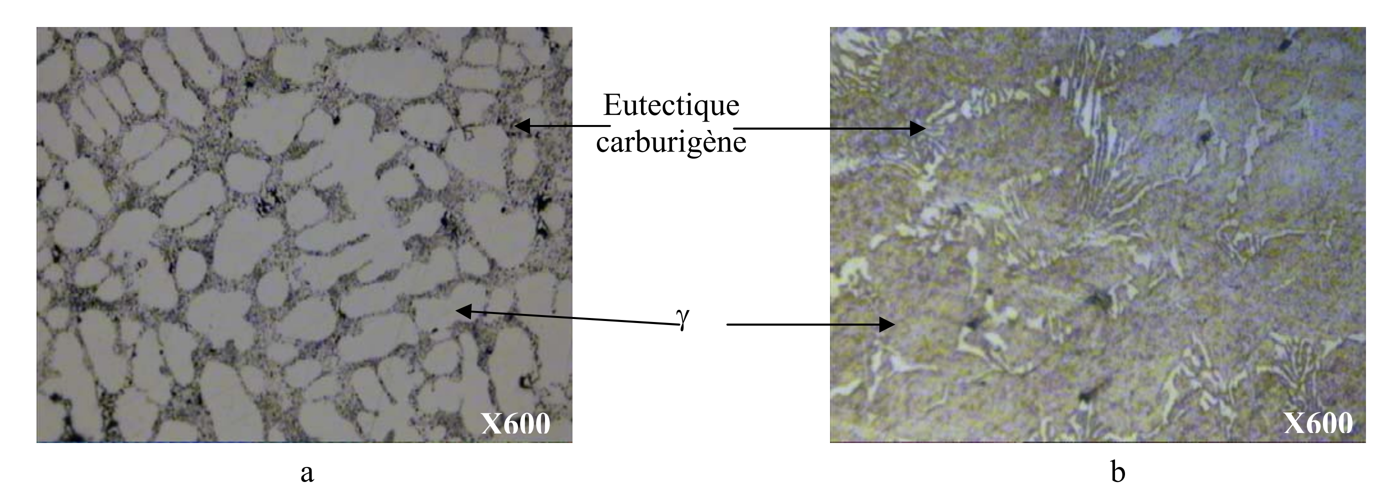


Figure 34. Microstructures de la fonte à 3.0 % Mn ; a : brut de coulée, b : après traitement.

Lors de l'introduction de 0.5 % du titane ; la morphologie de la structure change complètement par rapport à celle de la fonte de base. A cette teneur de titane, la quantité d'eutectique carburigène a largement augmenté par rapport à la fonte de base et l'austénite a pris une forme déchiquetée dans une matrice d'eutectique. L'eutectique carburigène dans ce cas se présente sous forme allongée dans la matrice austénitique comparativement à la fonte de base où ce dernier entoure le grain austénitique (figure 35a).

A 1.0 % de titane, la structure de la fonte s'affine et devient comparable à celle de la fonte de base. L'eutectique carburigène entoure de nouveau le grain austénitique et sa quantité a augmenté par rapport à celle de base (figure 36a).

Alors qu'à 1.5 % titane, toute la structure a complètement grossit. L'eutectiques carburigène reste autour des grains d'austénitique (figure 37a).

A 2.0 %, 2.5 % et 3.0 % de titane, la structure de la fonte s'affine par rapport aux cas précédant (figure 38a, 39a, 40a). Mais il faut remarquer qu'à 2.0 % Ti, se présente la structure la plus fine et à 3.0 % la quantité d'eutectique augmente et l'austénite est le plus fin (figure 40a).

A l'état traité et à 0.5 % Ti, on constate une légère augmentation de l'eutectique par rapport à la fonte de base (figure 35b). Cet eutectique se présente aussi sous une forme plus grossière. Mais à 1.0%, il est distribué uniformément dans la matrice d'austénite (figure 36b**.** Entre 1.5% et 2.0% de Ti, l'eutectique carburigène augmente grossit et occupe un espace plus important dans la structure de la fonte (figure 37b, 38b).

A 2.5%, le titane donne une structure très fine après traitement (figure 39a) et la morphologie de l'eutectique carburigène est complètement différente des cas précédents.

Dans le cas de 3.0%, la structure obtenue est totalement différente des autres cas d'introduction du titane. On observe dans ce cas une structure composée d'austénite entourée d'un eutectique plus au moins compact et fin (figure 40a).

L'addition du titane dans la fonte expérimentée a provoqué un changement structural avec de différentes répartitions des constituants structuraux. Parmi les fontes traitées au titane, celle alliée à 2.5% a donné la structure la plus recherchée tant en finesse qu'en répartition des composants structuraux.

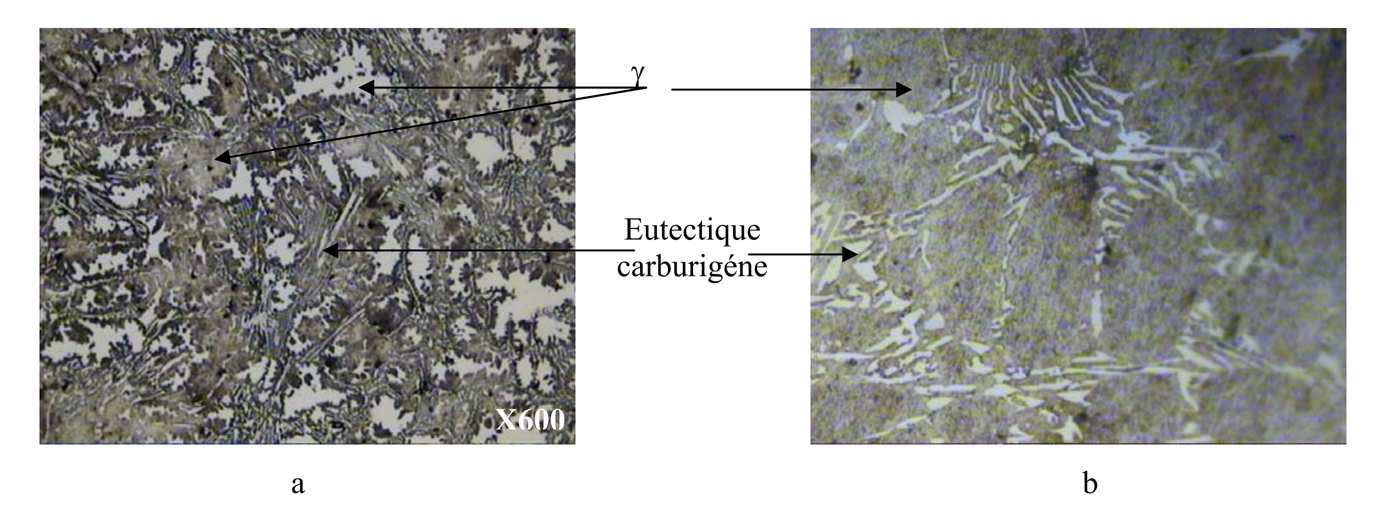


Figure 35. Microstructures de la fonte à 0.5 % Ti ; a : brut de coulée, b : après traitement.

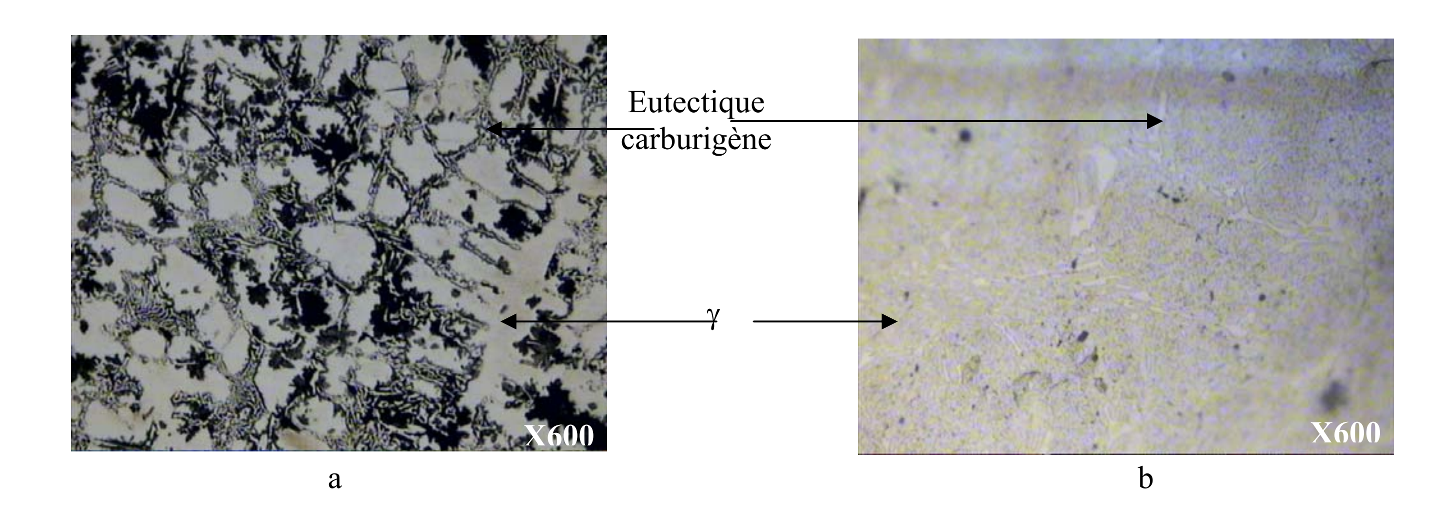


Figure 36. Microstructures de la fonte à 1 % Ti ; a : brut de coulée, b : après traitement.

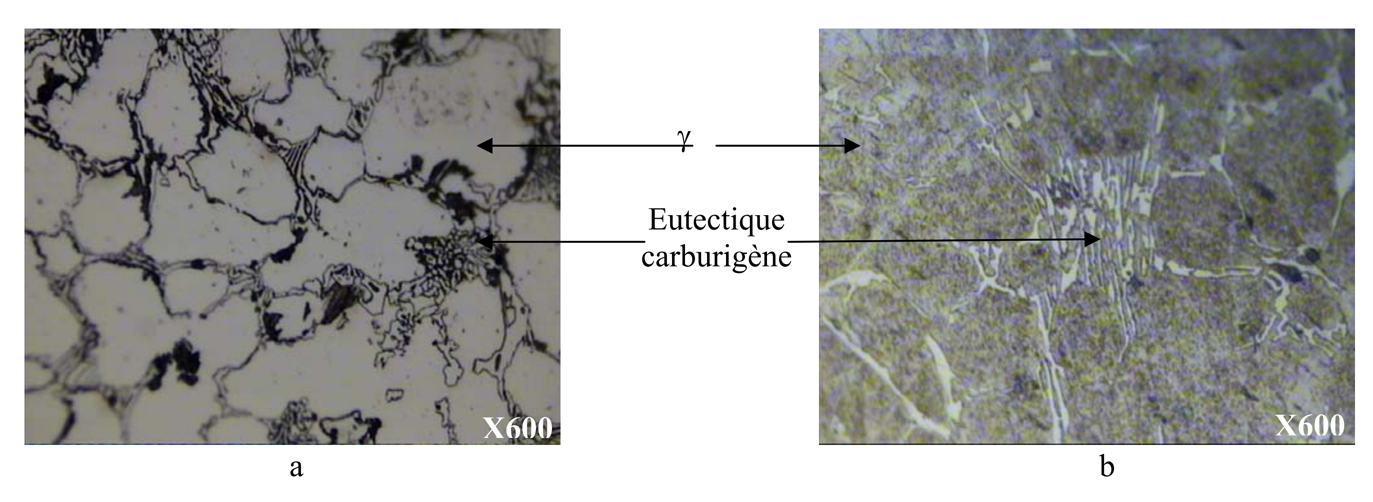


Figure 37. Microstructures de la fonte à 1.5 % Ti ; a : brut de coulée, b : après traitement.

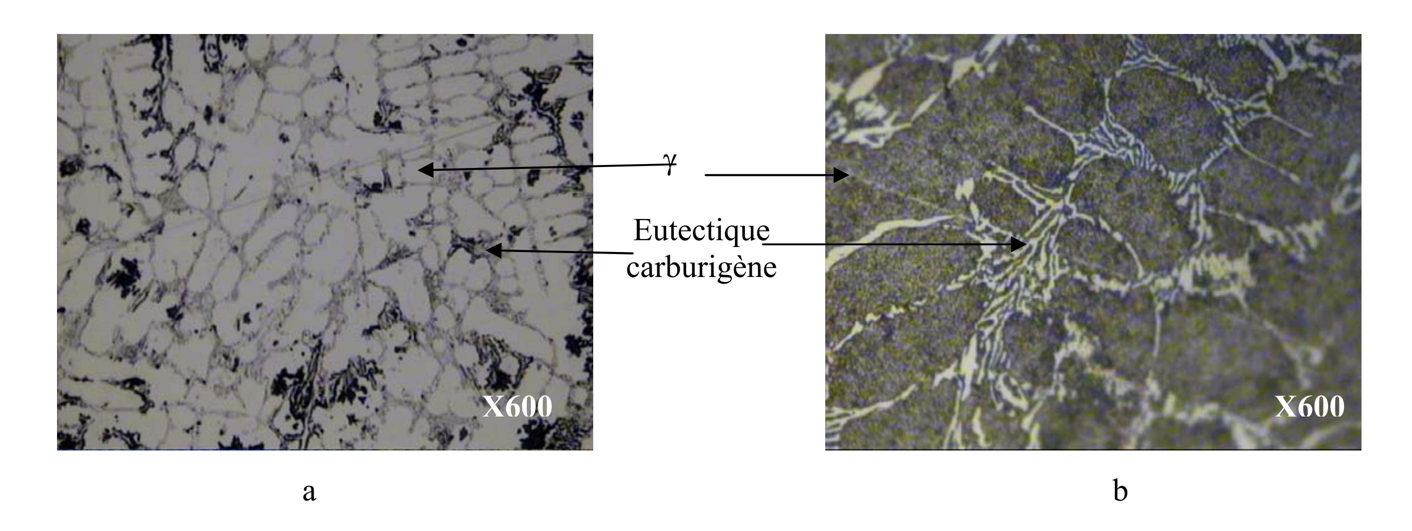


Figure 38. Microstructures de la fonte à 2 % Ti ; a : brut de coulée, b : après traitement.

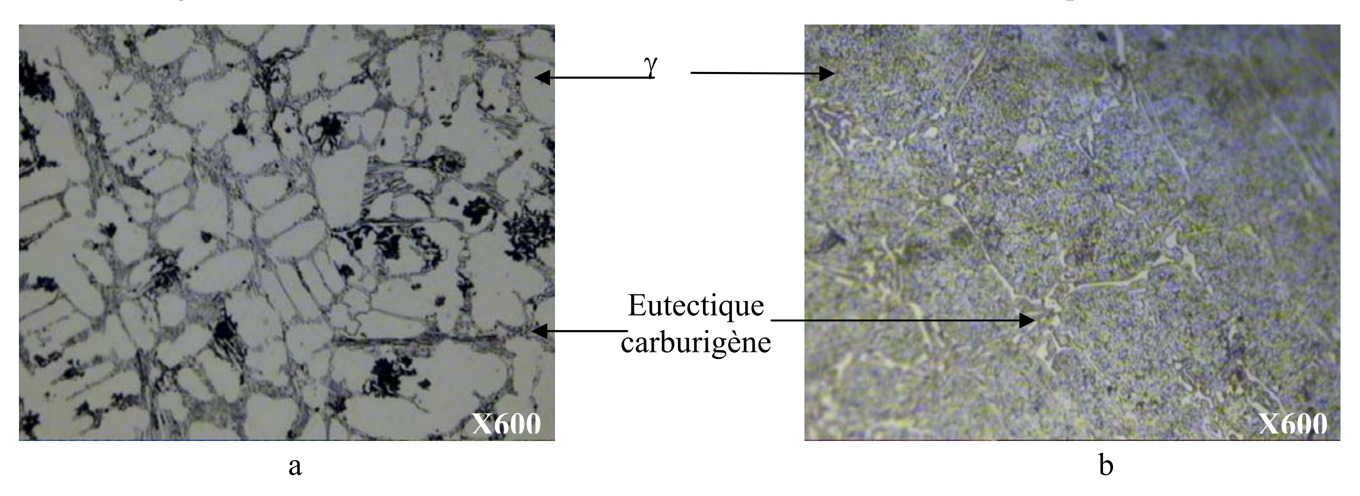


Figure 39. Microstructures de la fonte à 2.5 % Ti ; a : brut de coulée, b : après traitement.

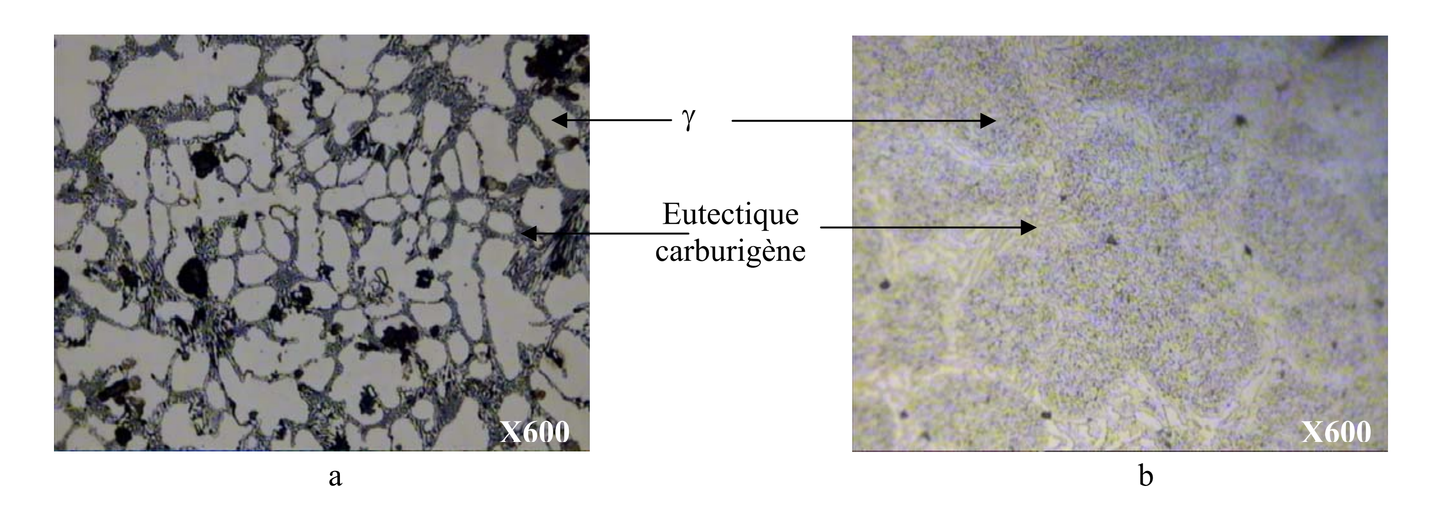


Figure 40. Microstructures de la fonte à 3 % Ti ; a : brut de coulée, b : après traitement.

A 0.5 %, le vanadium a donné une structure grossière par rapport à la fonte de (figure 41a). Le grain austénitique comme l'eutectique ont été donc influencé par l'introduction de cet élément. L'action du vanadium à cette teneur est comparable à celle du titane à 1.5% (figure 37a).

L'effet du vanadium à 1.0% est complètement contraire à 1.0%. Dans ce cas nous observons un affinement structural de la fonte surtout pour l'eutectique (figure 42a). La structure continue à s'affiner à 1.5%, mais on remarque ici que l'austénite prend une forme dendritique (figure 43a).

A 2.0% de vanadium, la structure reprend une forme granulaire comme à 0.5%. La structure dans ce cas grossit légèrement par rapport aux cas précédents (1.0 et 1.5%) (figure 44a)

A 2.5%, la structure est comparable à celle traitée à 2.0% (figure 45a).

A 3.0%, l'austénite reprend une forme dendritique comme à 1.5% (figure 46a). L'eutectique carburigène dans ce cas est très fin et reste bien réparti autour du grain austénitique (figure 46a).

Après traitement thermique, la structure s'affine légèrement par rapport à l'état initial avec une augmentation de la quantité du carbure eutectique (figure 41b). Cette tendance reste pratiquement la même à 1.0% V (figure 42b). L'eutectique carburigène grossit et prend plus de volume à 1.5% (figure 43b).

A 2.0% V, la structure obtenue est plus fine que dans les cas précédents. On observe dans ce cas une répartition quasi uniforme de l'eutectique (figure 44b).

Le traitement thermique à 2.5% V a permis un grossissement des constituants structuraux (figure 45b) où on observe une augmentation de la quantité de l'eutectique par rapport à l'austénite.

Sous l'action du traitement appliqué à la fonte et à 3.0% V, la structure reprend pratiquement la même finesse qu'à 2.0% V (figure 46b). Mais il faut remarquer qu'à 3.0%, l'eutectique est encore plus fin que dans tous les cas considérés.

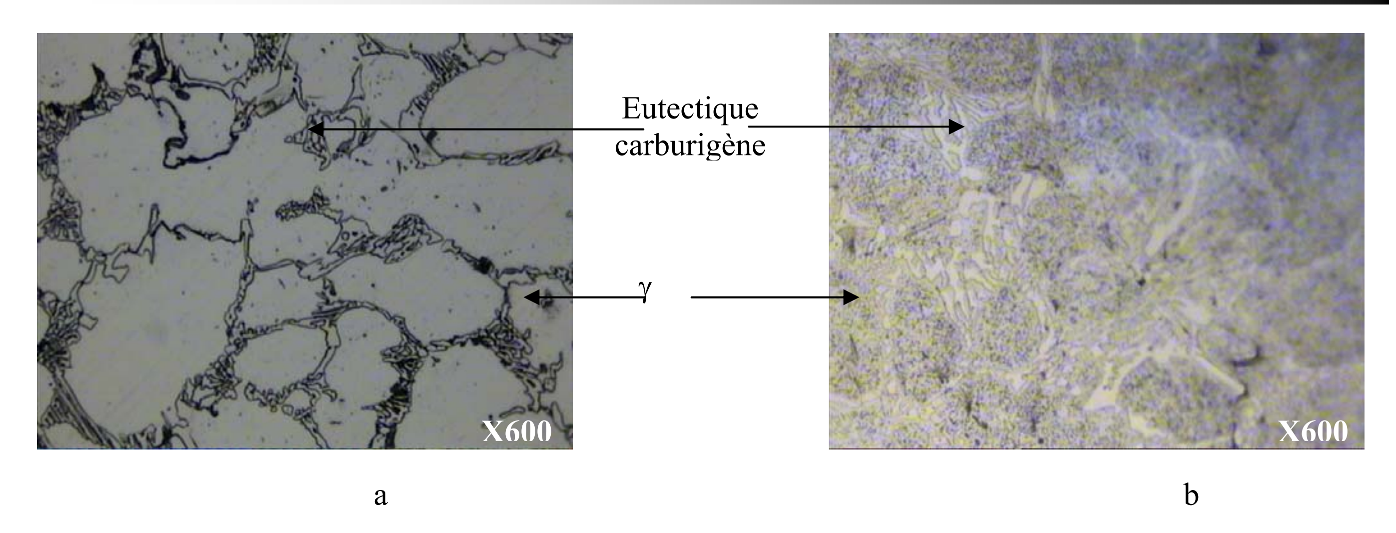


Figure 41. Microstructures de la fonte à 0.5 % V ; a : brut de coulée, b : après traitement.

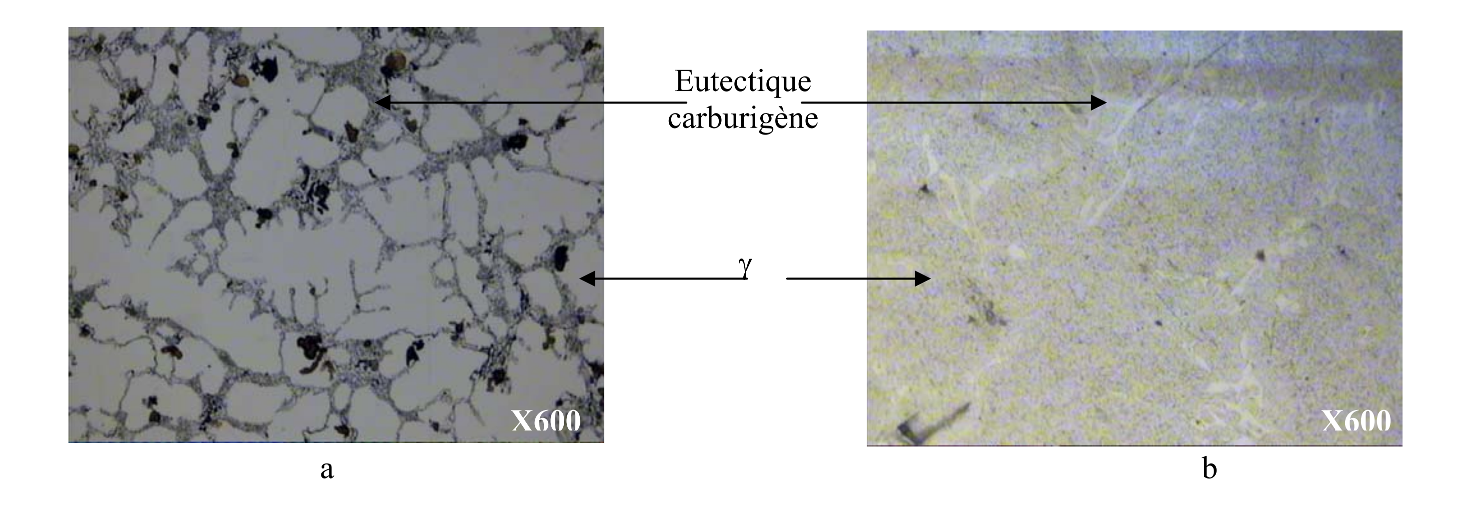


Figure 42. Microstructures de la fonte à 1 % V ; a : brut de coulée, b : après traitement.

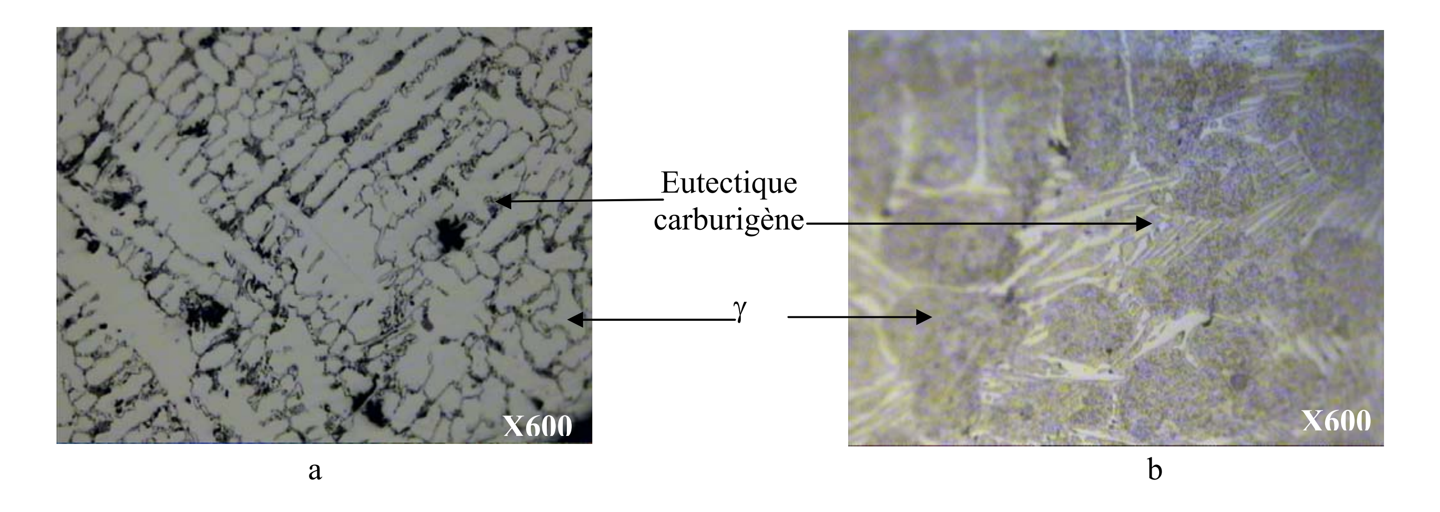


Figure 43. Microstructures de la fonte à 1.5 % V ; a : brut de coulée, b : après traitement.

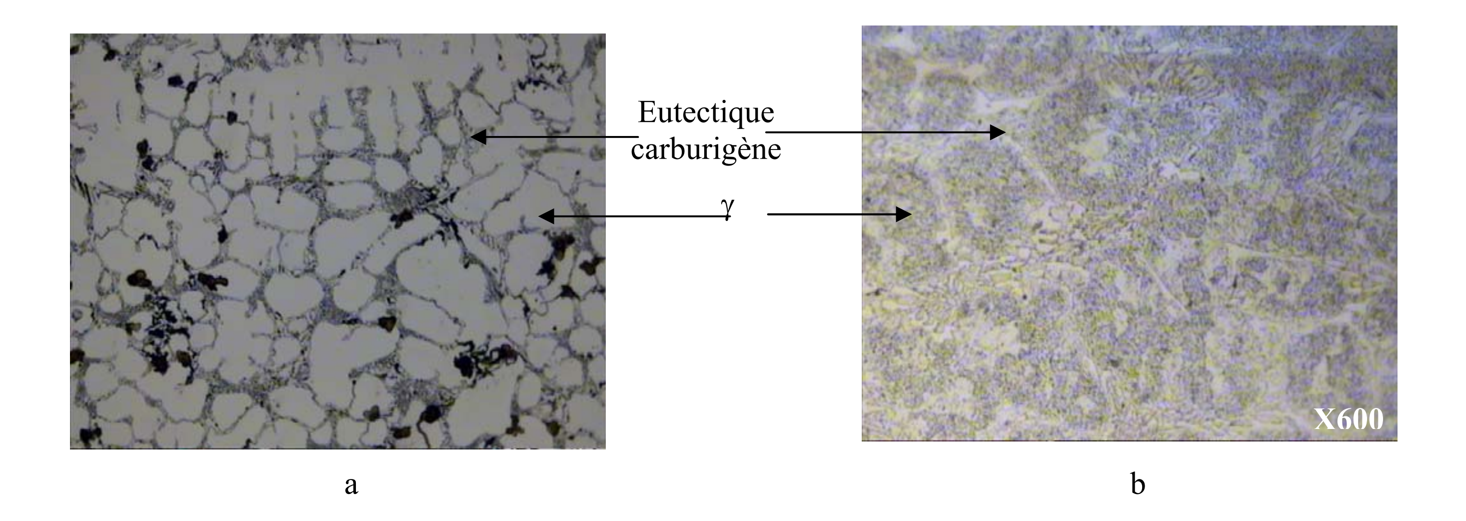


Figure 44. Microstructures de la fonte à 2 % V ; a : brut de coulée, b : après traitement.

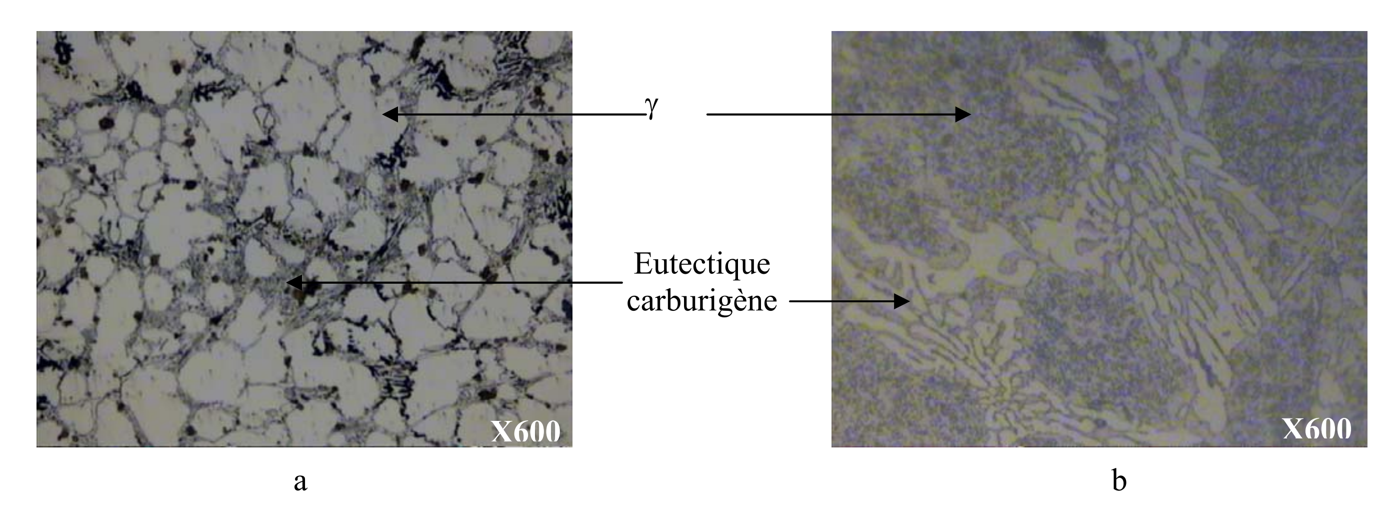


Figure 45. Microstructures de la fonte à 2.5 % V ; a : brut de coulée, b : après traitement.

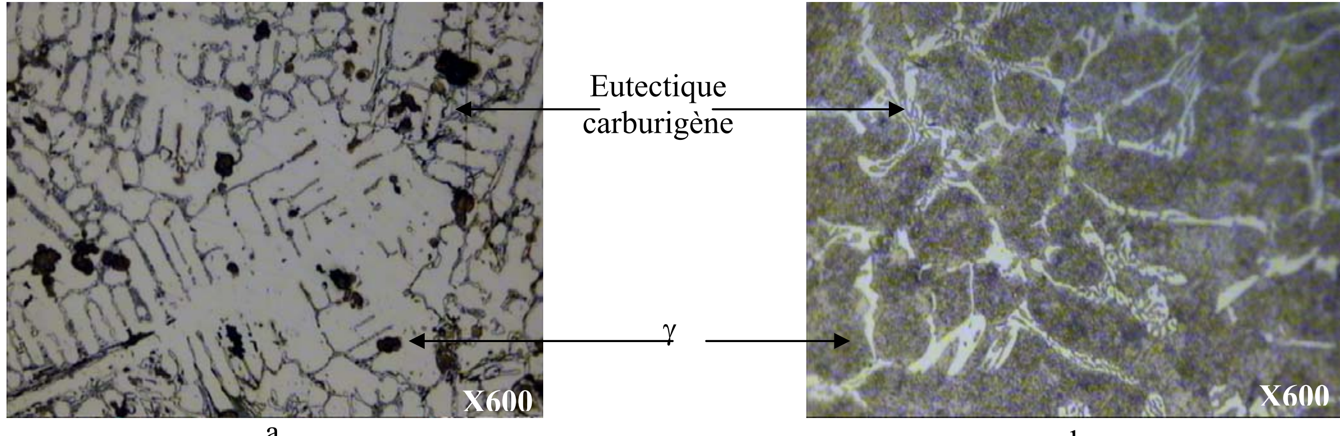


Figure 46. Microstructures de la fonte à 3 % V ; a : brut de coulée, b : après traitement

A l'état brut de coulée et à 0.5% Mo, l'austénite prend une forme plus au moins dendritique avec une diminution de la quantité de l'eutectique carburigène (figure 47a). Ce dernier est réparti uniformément autour de l'austénite avec une finesse plus accrue par rapport à la fonte de base.

A 1.0%, on observe deux types d'austénite l'une granulaire et l'autre dendritique. Dans ce cas, on remarque un grossissement de la structure et une meilleure répartition de l'eutectique autour de l'austénite (figure 48a).

La quantité de l'austénite dendritique diminue au dépend de celle granulaire et la structure s'affine légèrement à 1.5% (figure 49a).

A 2.0% Mo, la structure continue à s'affiner et l'austénite reprend de nouveau sa forme dendritique (figure 50a).

Un grossissement de la structure est observé à 2.5% Mo avec un éclatement des dendrites d'austénites (figure 51a).

La structure à 3.0% Mo s'affine de nouveau et l'austénite devient dendritique comme dans le cas de 2.0% Mo (figure 52a).

A l'état traité et à 0.5% Mo, la quantité de l'eutectique carburigène augmente avec un léger grossissement et le grain austénitique s'affine (figure 47b).

Le changement qui s'est opéré à 1.0% Mo est surtout remarquable au niveau de l'eutectique qui s'est affiné ainsi qu'une diminution de sa quantité (figure 48b).

La structure des fontes traitées à 1.5, 2.0 et 2.5% Mo sont semblables. On observe dans ces cas que l'eutectique carburigène s'allonge avec un léger grossissement (figure 49b, 50b et 51b).

La structure à 3.0% Mo est la plus fine parmi toutes celles traitées au molybdène (figure 52b). On observe dans ce cas un affinement remarquable de l'eutectique carburigène.

De toutes les fontes alliées au molybdène, la fonte traitée à 3.0% donne une structure la plus fine à l'état brut comme à l'état traité thermiquement.

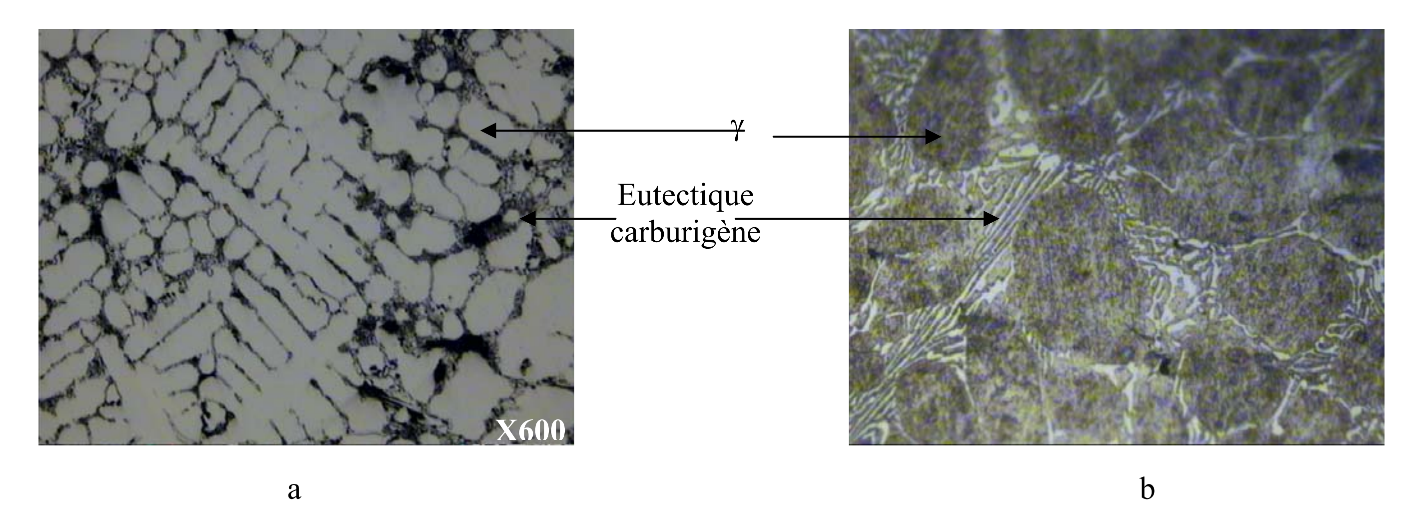


Figure 47. Microstructures de la fonte à 0.5 % Mo; a : brut de coulée, b : après traitement.

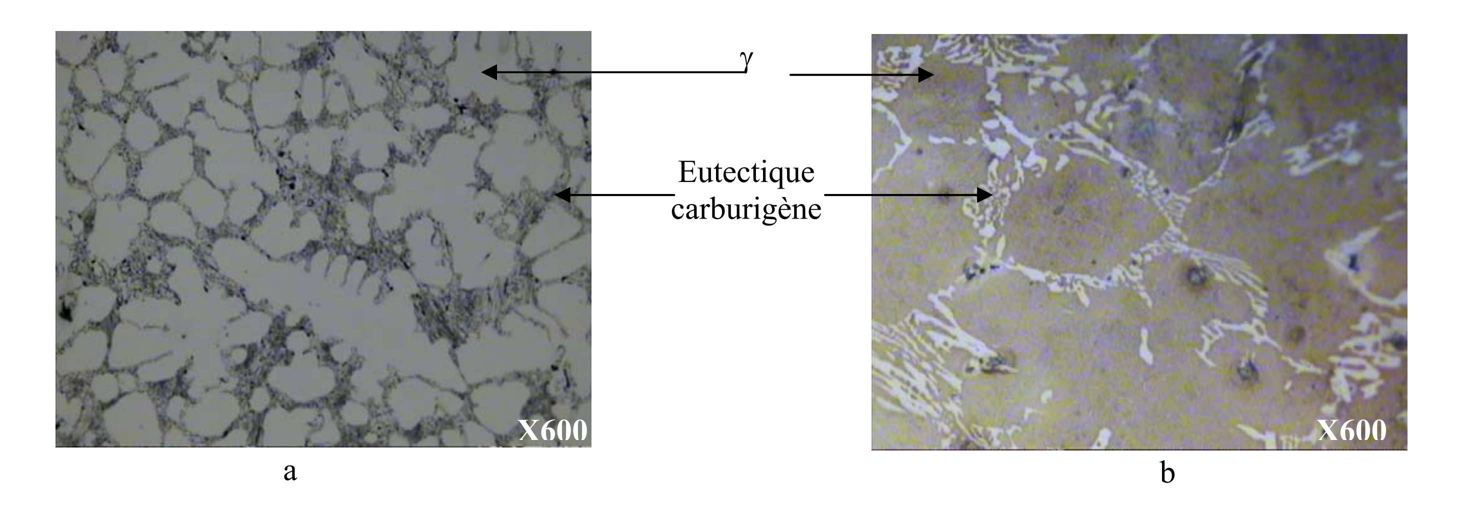


Figure 48. Microstructures de la fonte à 1 % Mo; a : brut de coulée, b : après traitement.

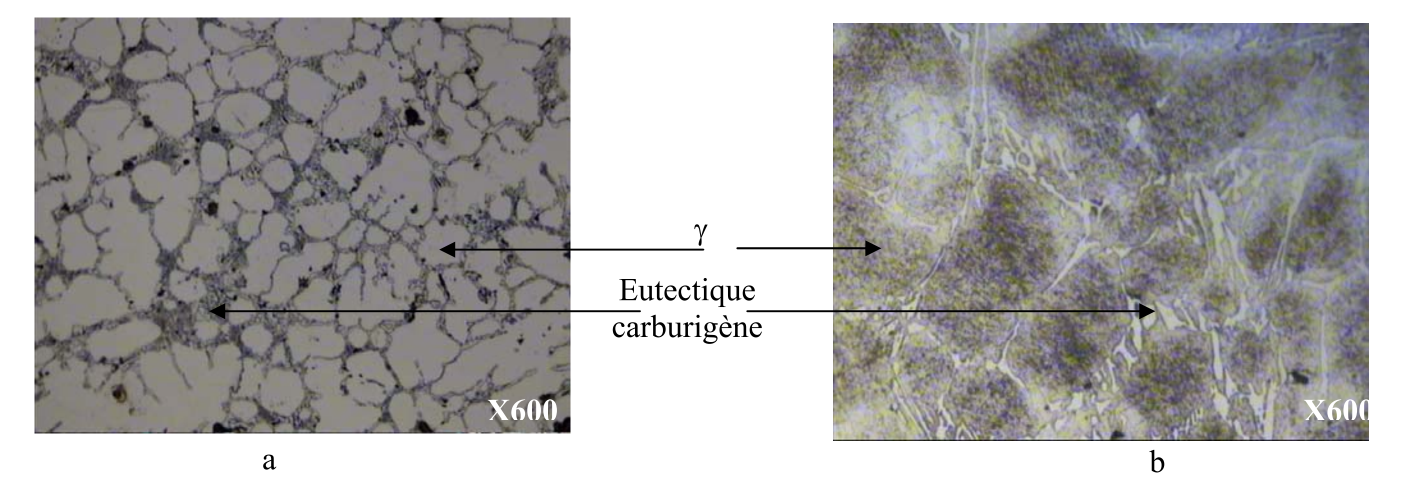


Figure 49. Microstructures de la fonte à 1.5 % Mo; a : brut de coulée, b : après traitement.

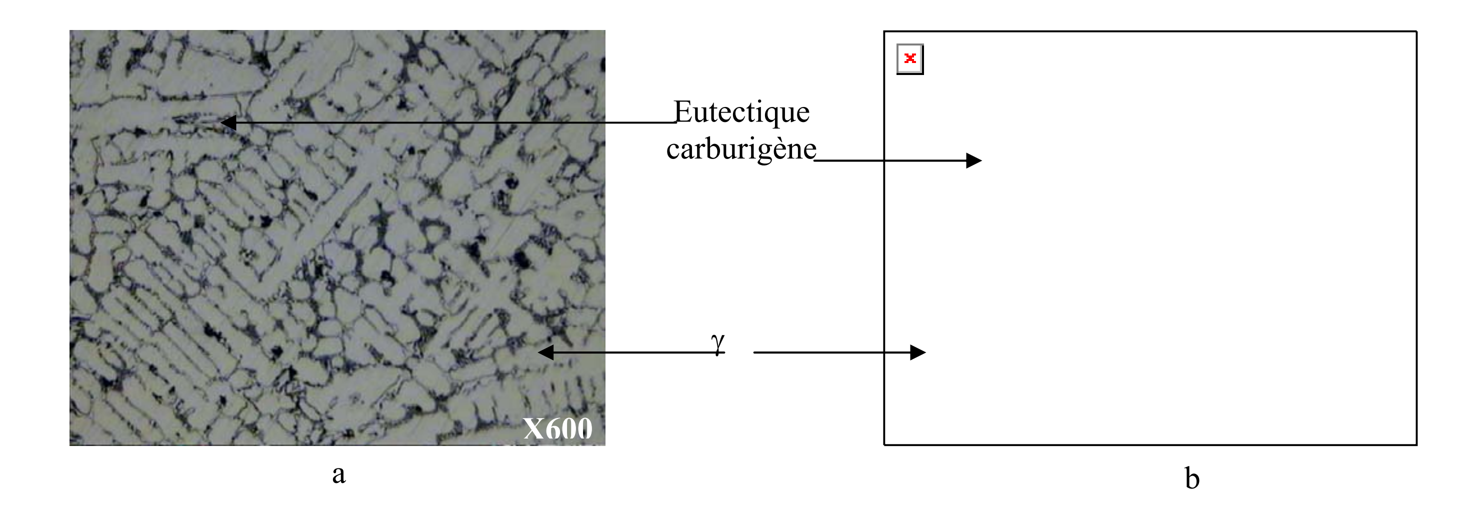


Figure 50. Microstructures de la fonte à 2 % Mo ; a : brut de coulée, b : après traitement.

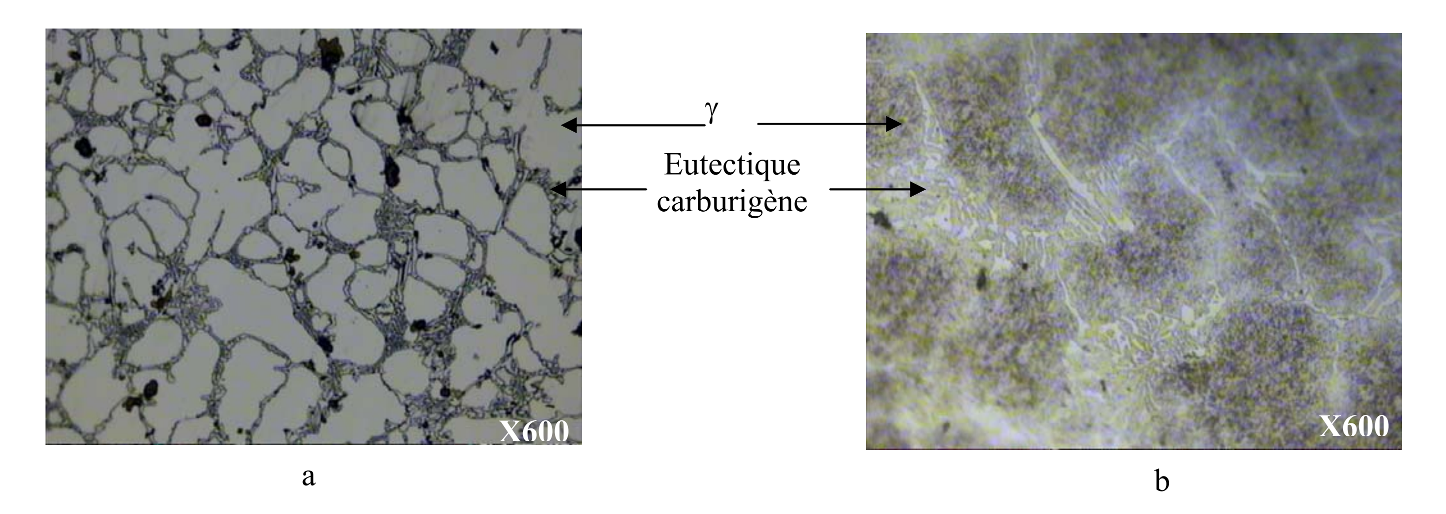


Figure 51. Microstructures de la fonte à 2.5 % Mo; a : brut de coulée, b : après traitement.

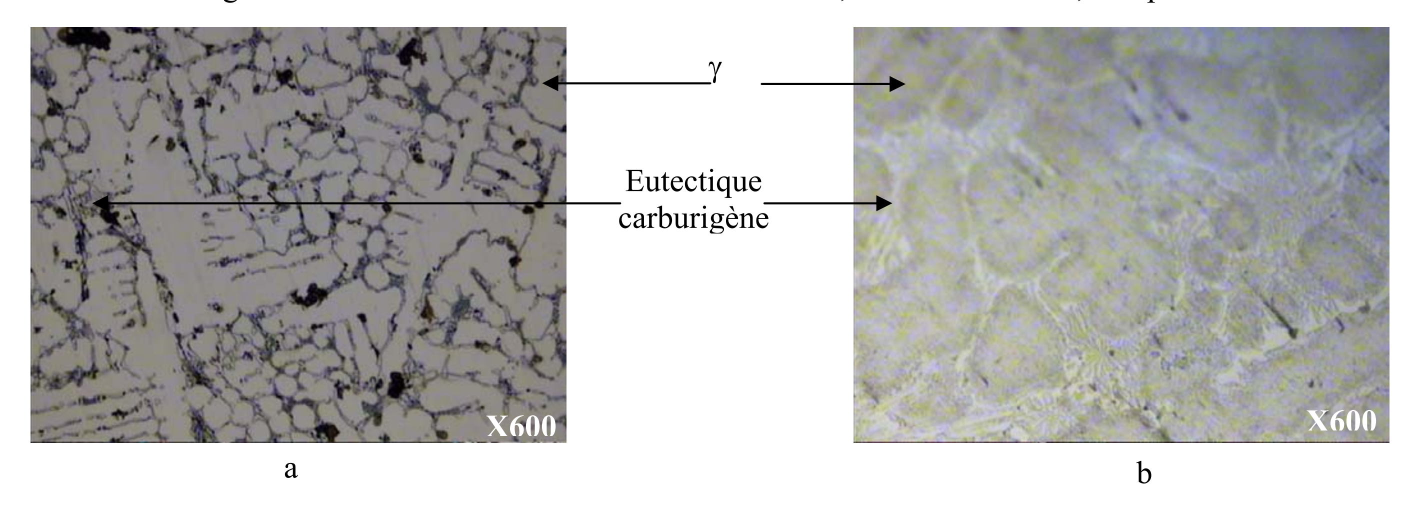


Figure 52. Microstructures de la fonte à 3 % Mo ; a : brut de coulée, b : après traitement.

L'introduction de 0.5% Nb dans la fonte à l'état brut de coulée a favorisé le grossissement des constituants structuraux à savoir le grain austénitique et l'eutectique carburigène (figure 53a). L'austénite apparaît sous forme de grain plus au moins arrondis et réguliers.

La structure de la fonte à 1.0% Nb devient très fine et de compose d'austénite irrégulière composée de grains allongés et de dendrites très allongées aussi et de faibles dimensions autour desquelles est réparti l'eutectique carburigène (figure 54a).

A 1.5% Nb, l'austénite apparaît dans la structure métallographique de la fonte sous forme de dendrites compactes et de grosseurs irrégulières (figure 55a) prenant parfois des formes arrondies. L'eutectique dans ce cas est légèrement plus important et grossier par rapport au cas où la fonte contient 1.0% Nb.

La forme de l'austénite et de l'eutectique carburigène dans la fonte à 2.0% Nb reste la même que dans le cas précédent sauf qu'il noter une nette amélioration de la finesse de toute la structure (figure 56a).

A 2.5% comme à 3.0% Nb, la structure de la fonte grossit mais la forme de ses constituants structuraux reste identique (figure 57a et 58a).

Comparativement à l'état brut, la structure de la fonte à l'état traité et à 0.5% Nb s'affine (figure 53b), et l'eutectique carburigène entoure parfaitement le grain austénitique.

A 1.0%, l'eutectique carburigène se présente sous une forme allongée et sa quantité a fortement augmenté (figure 54b). La même observation peut être faite pour la fonte à 1.5% sauf que l'eutectique dans ce cas devient légèrement plus fin (figure 54b).

A 2.0% Nb, on observe que l'eutectique carburigène est réparti uniformément autour des gains austénitiques comparativement à la fonte traitée à 0.5% (figure 56b).

Lors de l'introduction de 2.5% Nb, l'eutectique carburigène grossit autour de l'austénite et occupe un volume plus important (figure 57b).

La structure de la fonte contenant 3.0% Nb présente un eutectique régulier, réparti autour du grain austénitique (figure 58b). L'eutectique dans ce cas semble le plus approprié pour des fontes alliées travaillant à l'usure.

L'introduction du niobium de 0.5 à 3.0% dans la fonte au chrome a changé le caractère de cristallisation de celle-ci et a donné des structures différentes à l'état brut de coulée comme à l'état traité. A l'état brut la structure la plus fine et qui parait la plus intéressante est celle de la fonte à 2.0% Nb et à l'état traité celle de la fonte à 3.0% Nb.

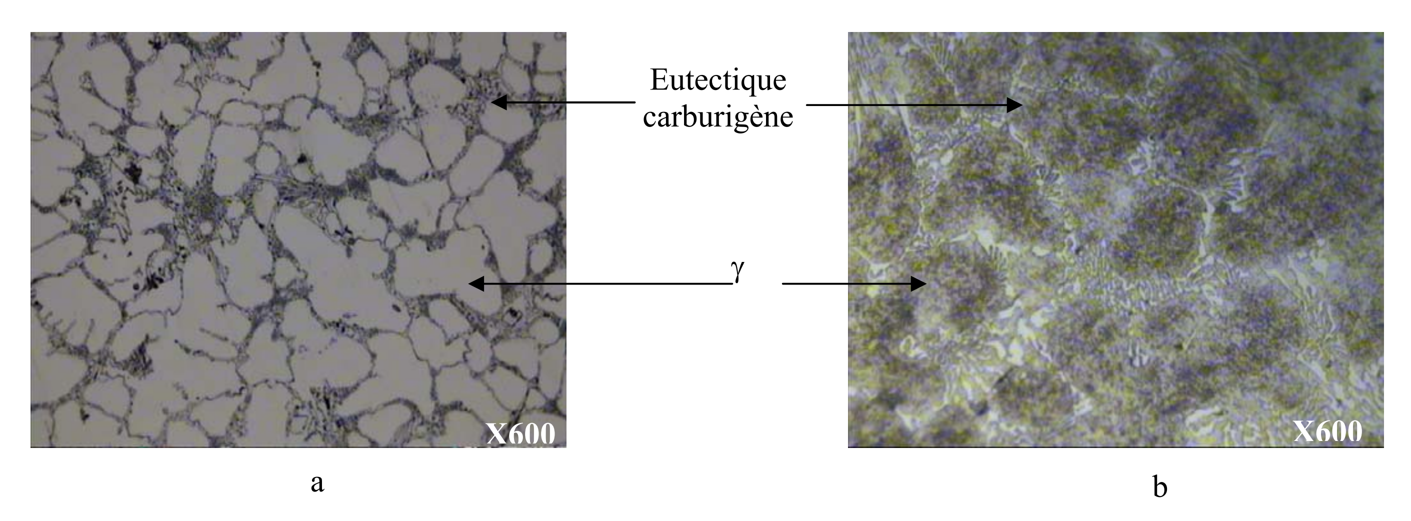


Figure 53. Microstructures de la fonte à 0.5 % Nb ; a : brut de coulée, b : après traitement.

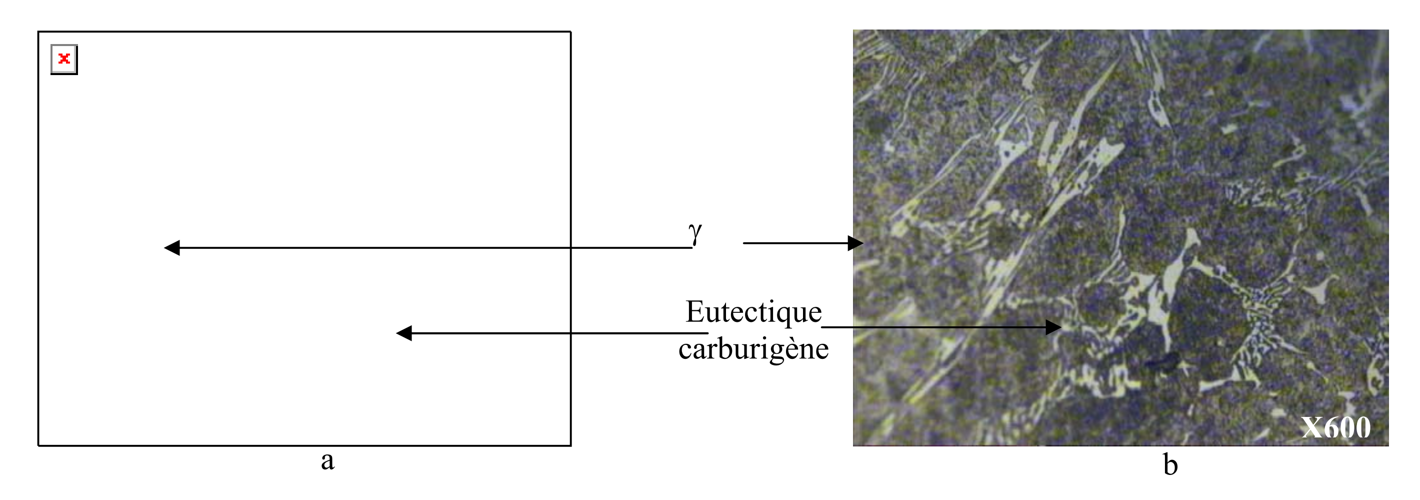


Figure 54. Microstructures de la fonte à 1 % Nb ; a : brut de coulée, b : après traitement.

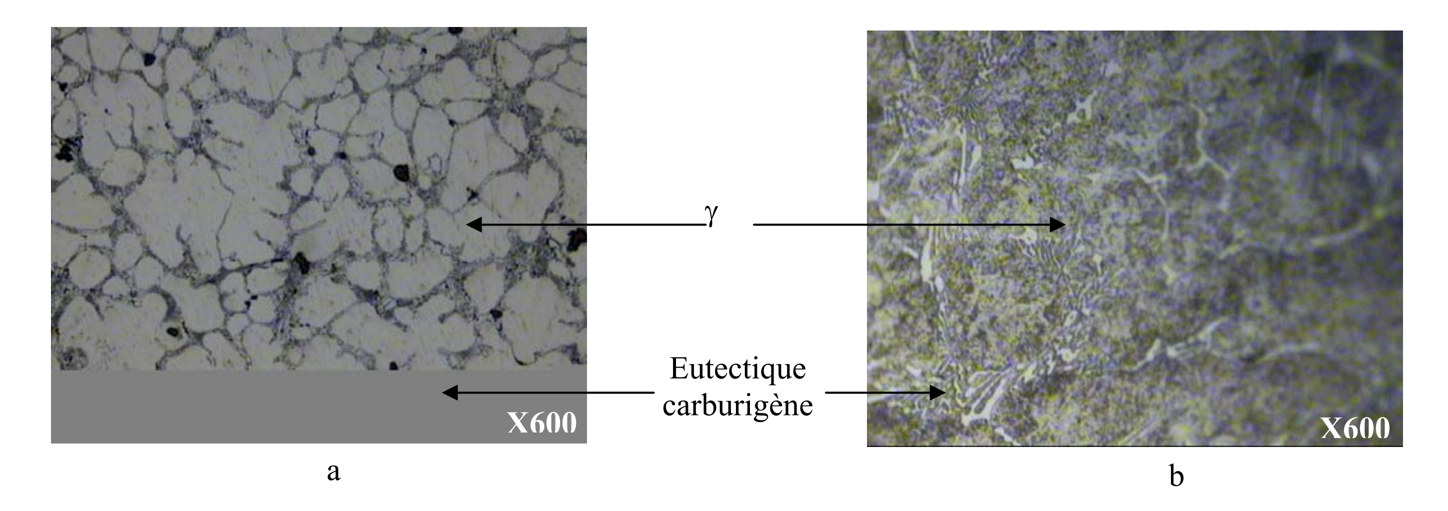


Figure 55. Microstructures de la fonte à 1.5 % Nb ; a : brut de coulée, b : après traitement.

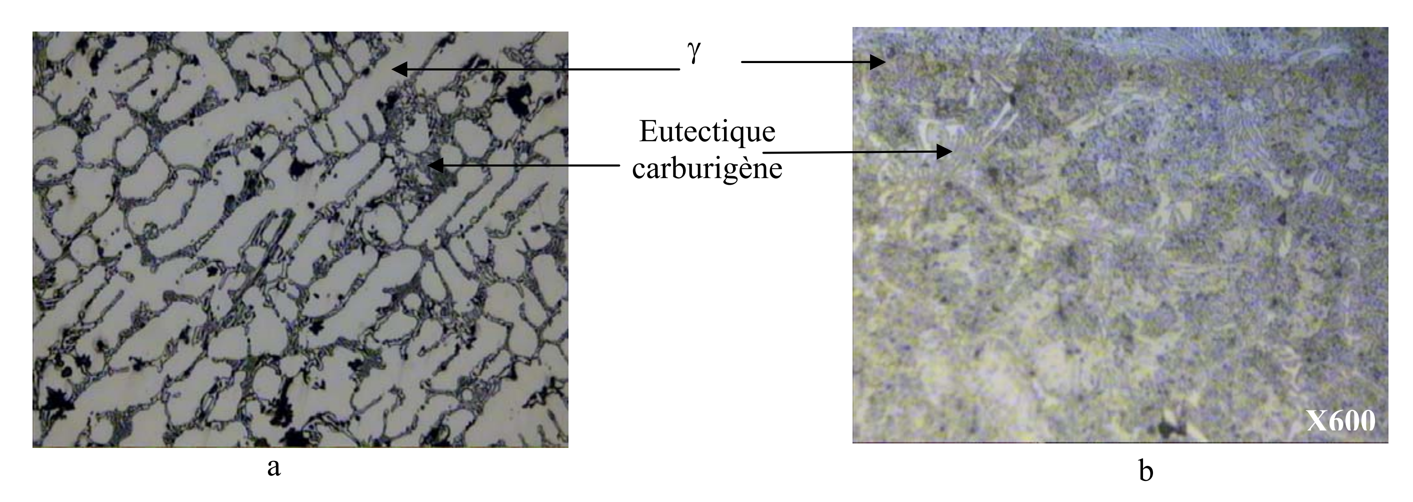


Figure 56. Microstructures de la fonte à 2 % Nb ; a : brut de coulée, b : après traitement.

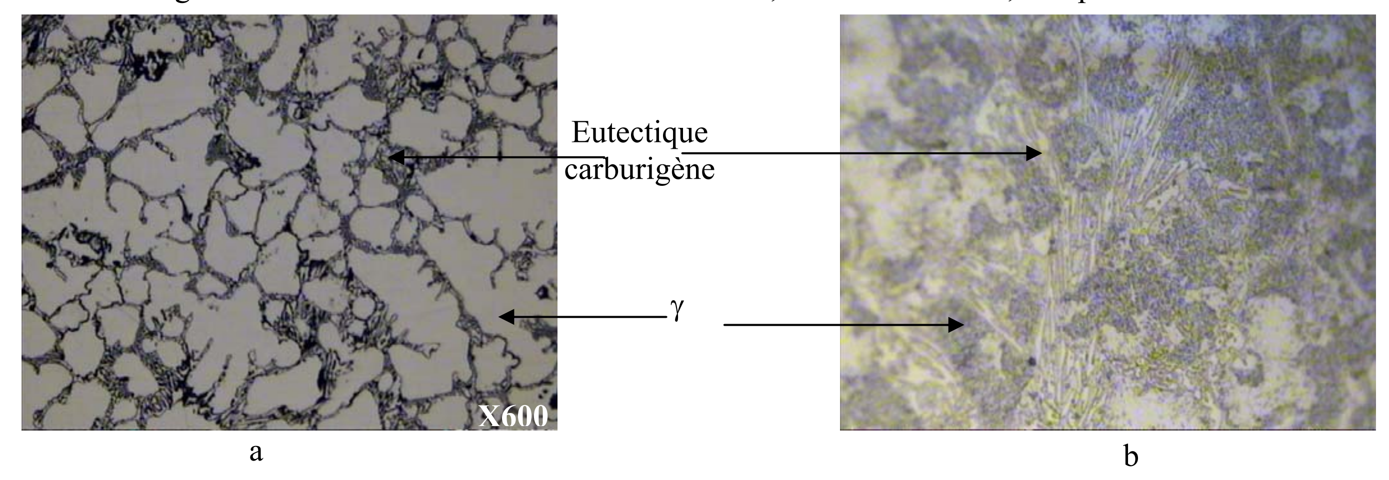


Figure 57. Microstructures de la fonte à 2.5 % Nb ; a : brut de coulée, b : après traitement.

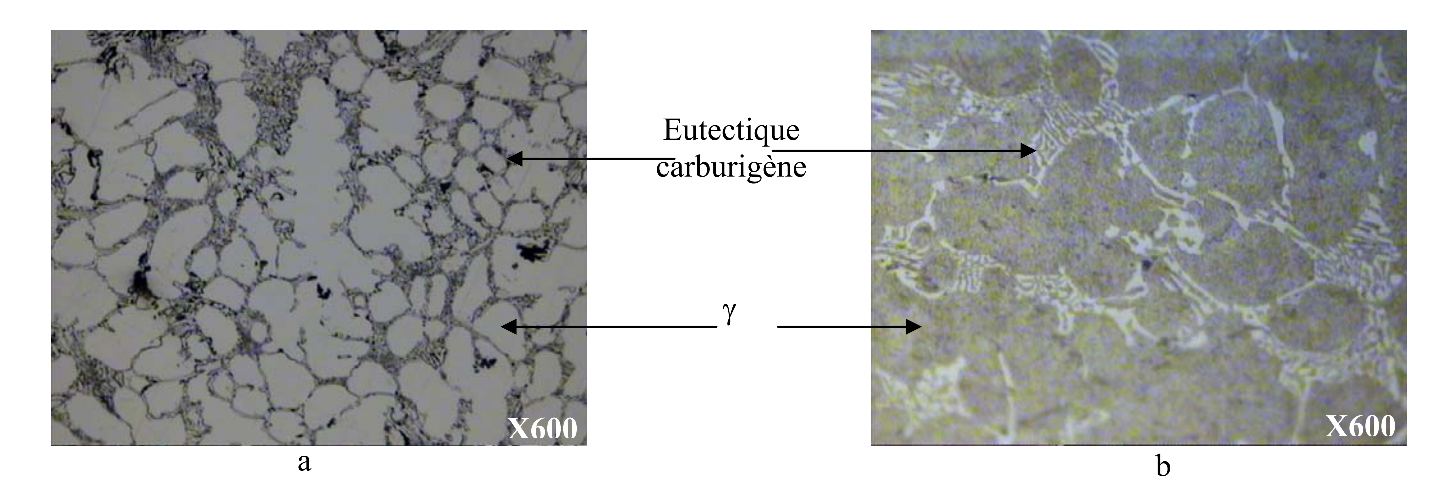


Figure 58. Microstructures de la fonte à 3 % Nb ; a : brut de coulée, b : après traitement.

Après l'étude de l'influence, d'un groupe d'élément ajouté séparément, sur la structure de la fonte au chrome, nous avons testé l'action de deux éléments parmi ceux déjà expérimentés mais à de faible proportion (0.5%).

La combinaison du niobium avec le vanadium a permis d'affiner légèrement le grain austénitique mais a augmenté la quantité de l'eutectique. On remarque aussi dans cette structure que l'austénite a pris une forme plus allongée que la fonte de base à l'état brut de coulée (figure 59a). A l'état traité, la forme de la structure a complètement changé et a pris une allongée mais il faut remarquer l'eutectique carburigène est nettement plus fin que dans la fonte de base traitée et réparti uniformément autour du grain austénitique (figure 59b).

Dans le cas de l'introduction du niobium avec le molybdène, la structure de la fonte brut de coulée est pratiquement identique à celle de la fonte traitée au (Nb-V) mais la présence du molybdène a donné un eutectique plus fin (figure 60a). L'effet du molybdène est nettement visible sur la structure de la fonte à l'état traitée. Dans ce cas, on remarque que la structure s'est affinée sous l'action du molybdène et le grain austénitique a pris la forme granulaire (figure 60b).

En présence du niobium, le manganèse a changé complètement la structure brut de coulée de la fonte où on observe le changement de la forme dendritique en forme plus au moins granulaire avec un grossissement de l'eutectique carburigène (figure 61a). A l'état traité, le manganèse a considérablement augmenté la quantité de l'eutectique dans la structure et ce dernier occupe un espace plus important que dans les cas considérés (figure 61b).

Le manganèse reste un élément grossissant l'eutectique carburigène malgré la présence du molybdène qui est considéré jusque là affinant. La matrice constituée de grain austénitique a légèrement grossi et composée de grain de forme et de dimension différents (figure 62a). L'état traité de cette fonte alliée au (Mn-Mo) révèle une précipitation d'un eutectique en quantité en grosseur plus importante que la fonte de base mais réparti uniformément (figure 62b).

En présence du manganèse le vanadium a donné une structure de coulée composée d'austénite de différente forme allant de la forme plus au moins arrondie à la forme dendritique très allongée avec un taux d'eutectique en grande quantité que la base (figure 63a). La combinaison de ces deux éléments (Mn-V) a donné une structure dans laquelle l'eutectique carburigène très fin est réparti uniformément dans la matrice austénitique à l'état traité (figure 63b).

Le couple molybdène – vanadium a changé complètement le caractère de cristallisation de la fonte en donnant une structure brut de coulée composée de deux formes d'austénite l'une granulaire

fine et l'autre dendritique très allongée autour desquelles est réparti un eutectique très fin (figure 64a). A l'état traité, la structure devient plus fine que celle de la base avec une répartition homogène de l'eutectique autour du grain austénitique (figure 64b).

L'introduction de 0.5% de titane et de vanadium a donné une structure métallographique brut de coulée tout à fait différente de celle de la fonte de base. On observe que les constituants structuraux ont pris une très allongée mais ces éléments ont légèrement affiné la structure (figure 65a). L'influence de ces deux éléments sur la structure à l'état traité de la fonte est similaire à celui du niobium – vanadium mais il faut remarquer que l'eutectique carburigène dans ce cas est en proportion plus élevé et sa grosseur est plus importante (figure 65b).

Quant à la combinaison niobium – titane, on peut noter dans ce cas que le grain austénitique prend deux formes distinctes, l'une presque arrondie et l'autre dendritique par rapport à la fonte de base (figure 66a). Ces éléments ont accru légèrement la quantité de l'eutectique. La répartition de ce dernier autour de l'austénite n'est pas assez uniforme. A l'état traité, ces éléments ont favorisé la précipitation de l'eutectique carburigène en proportion plus élevée et ont contribuer à la finesse de la matrice (figure 66b).

Le titane et le manganèse n'ont pratiquement pas agit sur la matrice de la fonte mais ont précipité l'eutectique en plus grande proportion autour du grain austénitique (figure 67a). Sous l'effet du traitement thermique et en présence de ces éléments, la structure de la fonte s'est considérablement affinée par rapport aux cas considérés (figure 67b).

La présence du molybdène avec le titane a fortement affiné et changé la forme des constituants structuraux (figure 68a). L'austénite dans ce cas se présente sous les formes essentiellement dendritique et granulaire en même temps. A l'état traité, la structure s'est affinée et la répartition de l'eutectique autour de l'austénite est uniformément répartie (figure 68b).

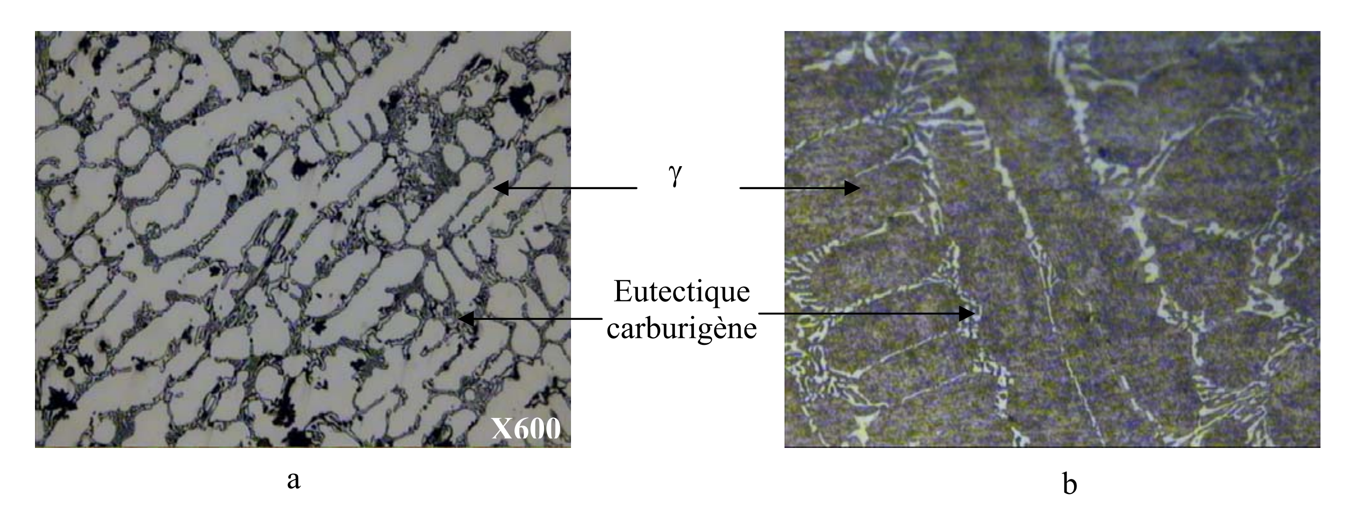


Figure 59. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Nb+V) ; a : brut de coulée, b : après traitement.

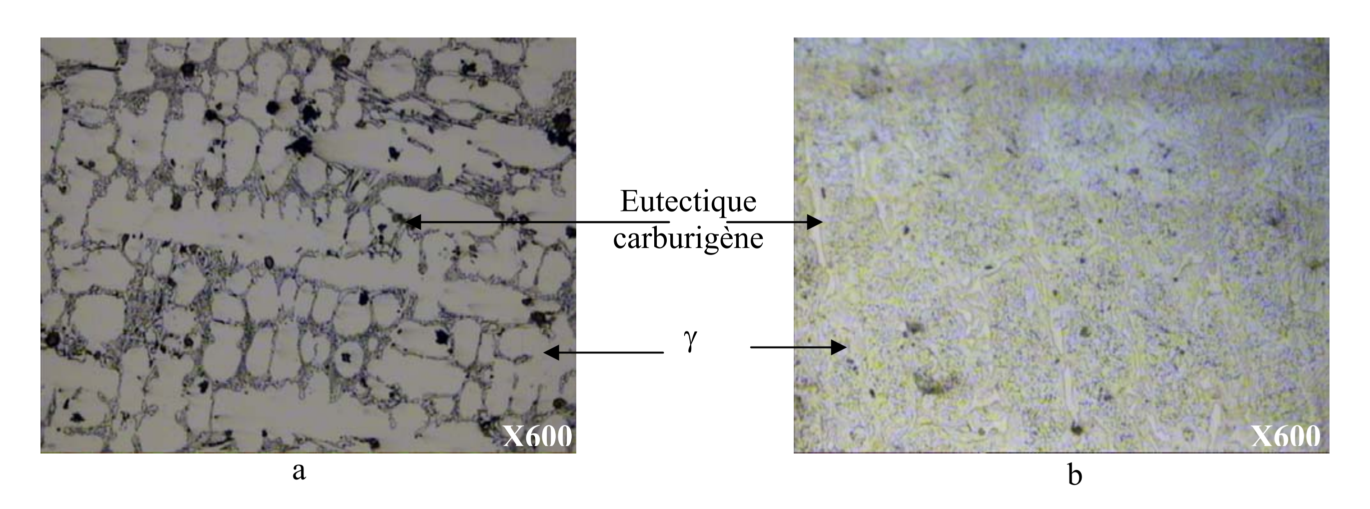


Figure 60. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Nb+Mo) ; a : brut de coulée, b : après traitement.

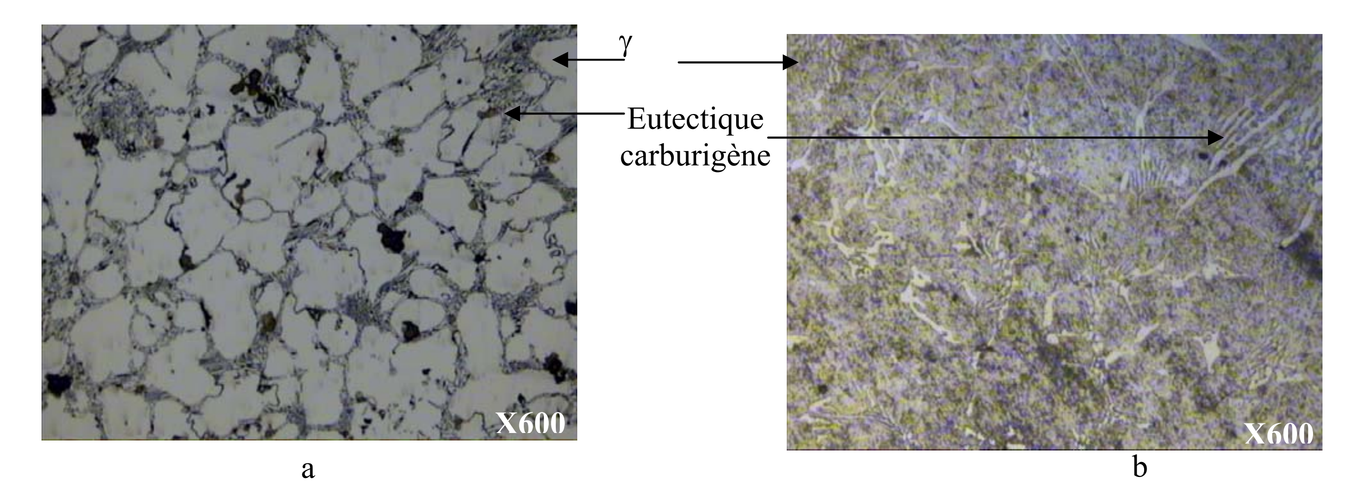


Figure 61. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Nb+Mn); a : brut de coulée, b : après traitement.

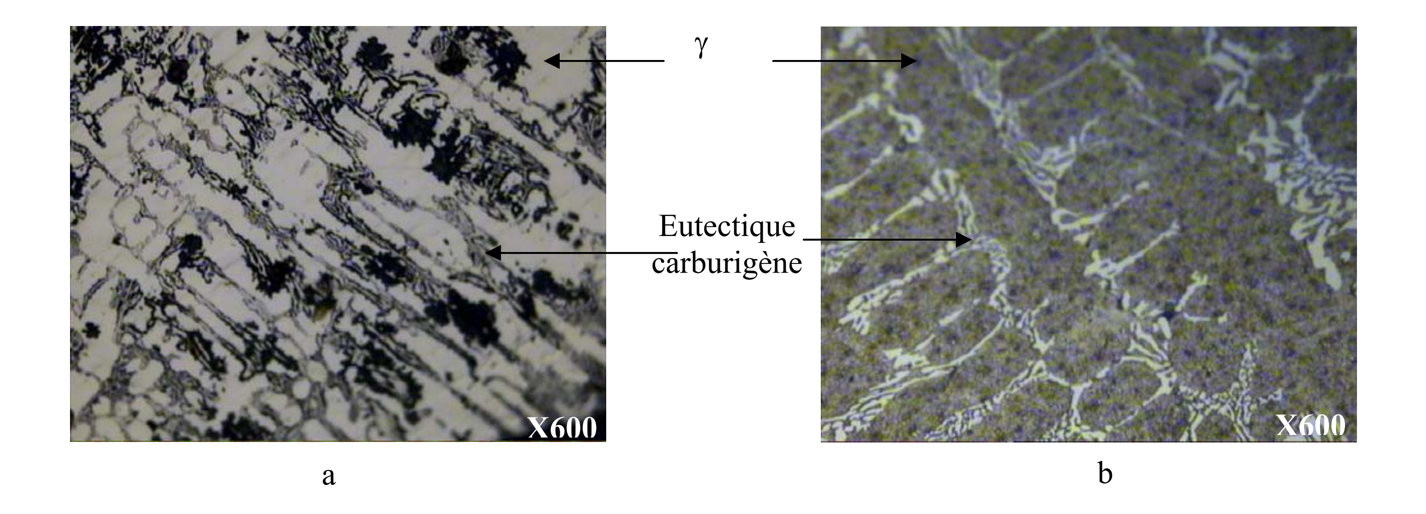


Figure 62. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Mn+Mo); a : brut de coulée, b : après traitement.

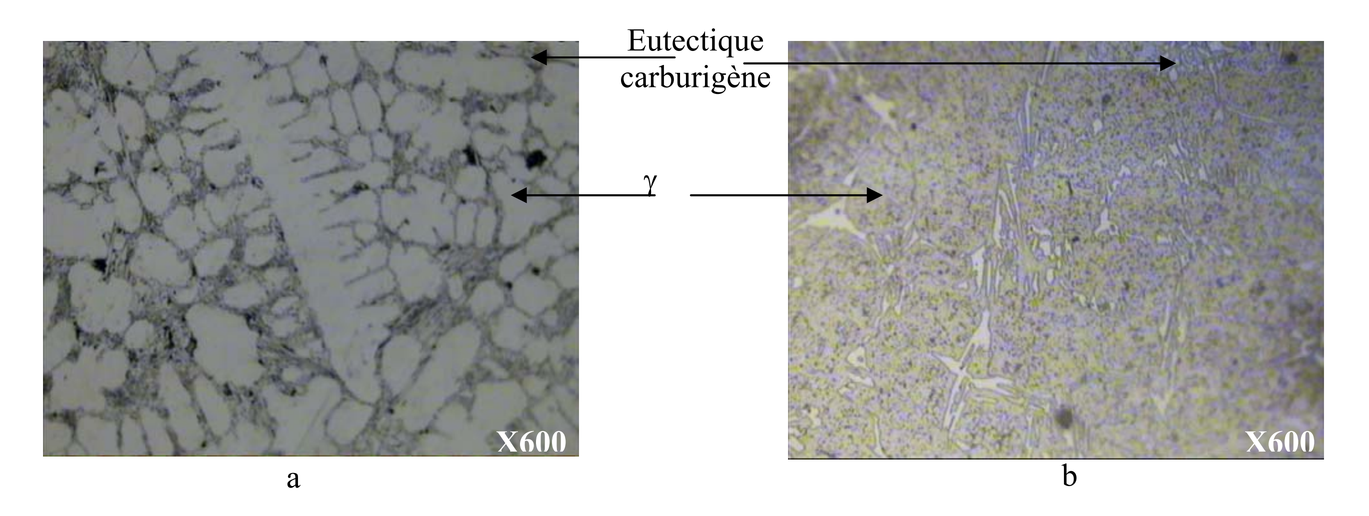


Figure 63. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Mn+V); a : brut de coulée, b : après traitement.

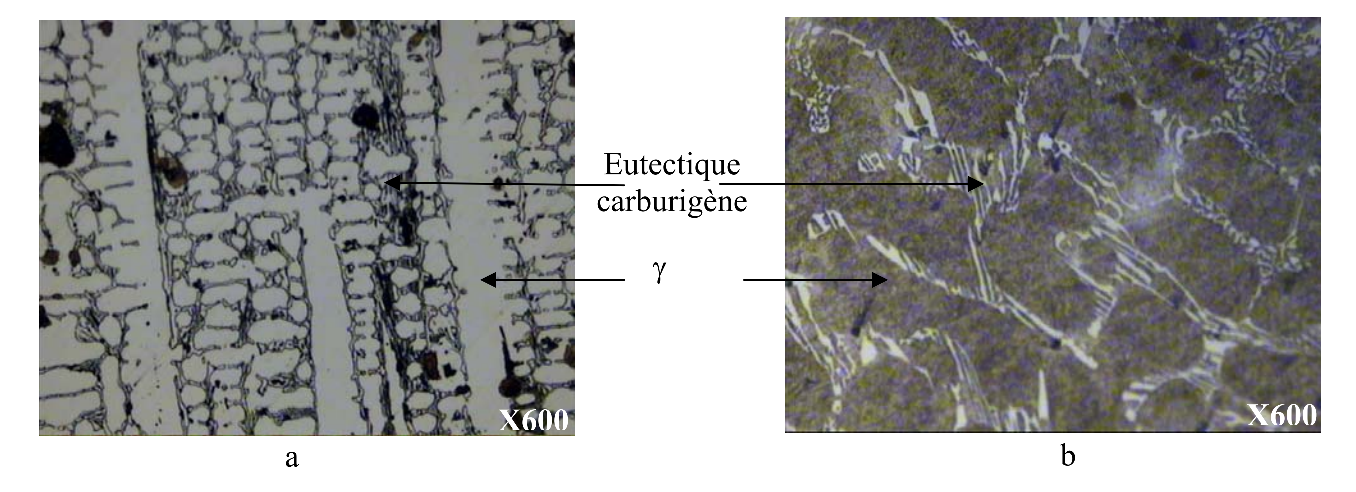


Figure 64. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Mo+V); a : brut de coulée, b : après traitement.

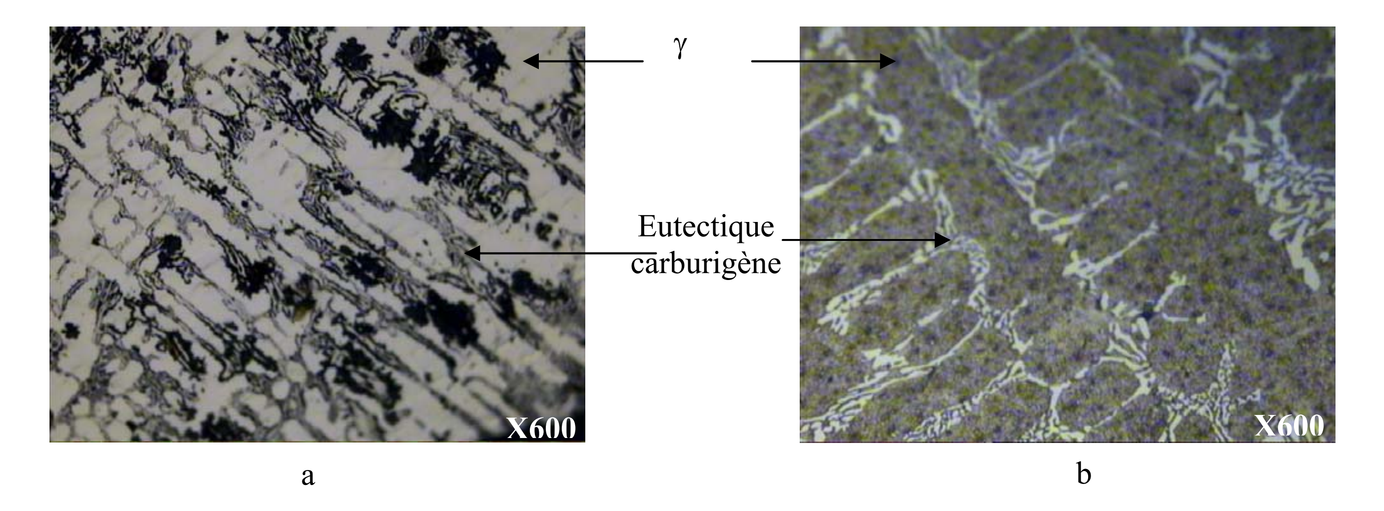


Figure 65. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Ti+V); a : brut de coulée, b : après traitement.

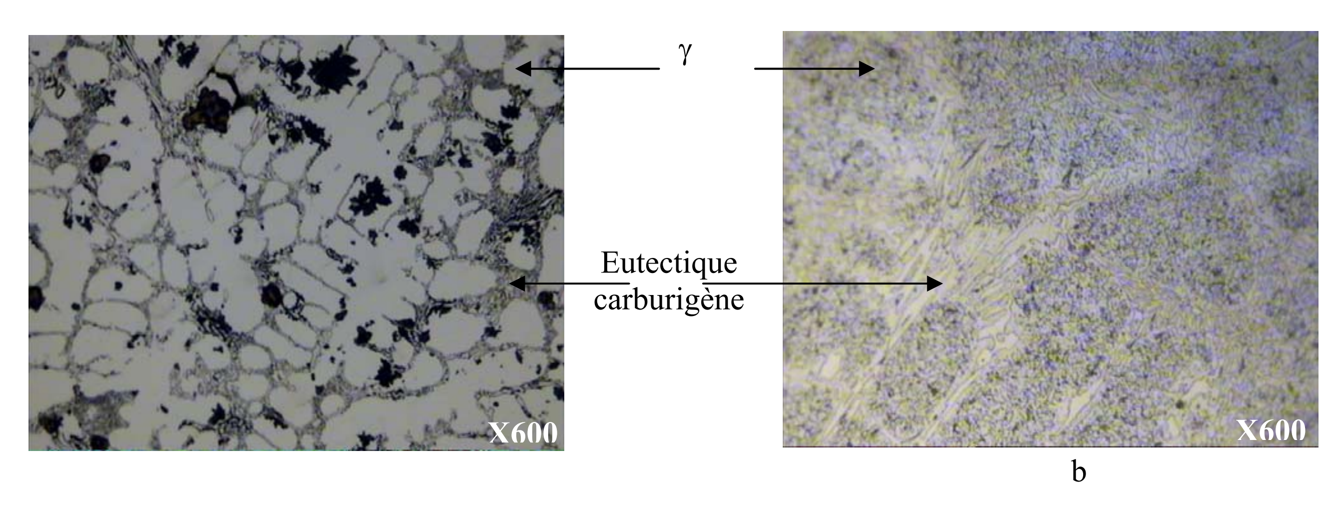


Figure 66. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Nb+Ti) ; a : brut de coulée, b : après traitement.

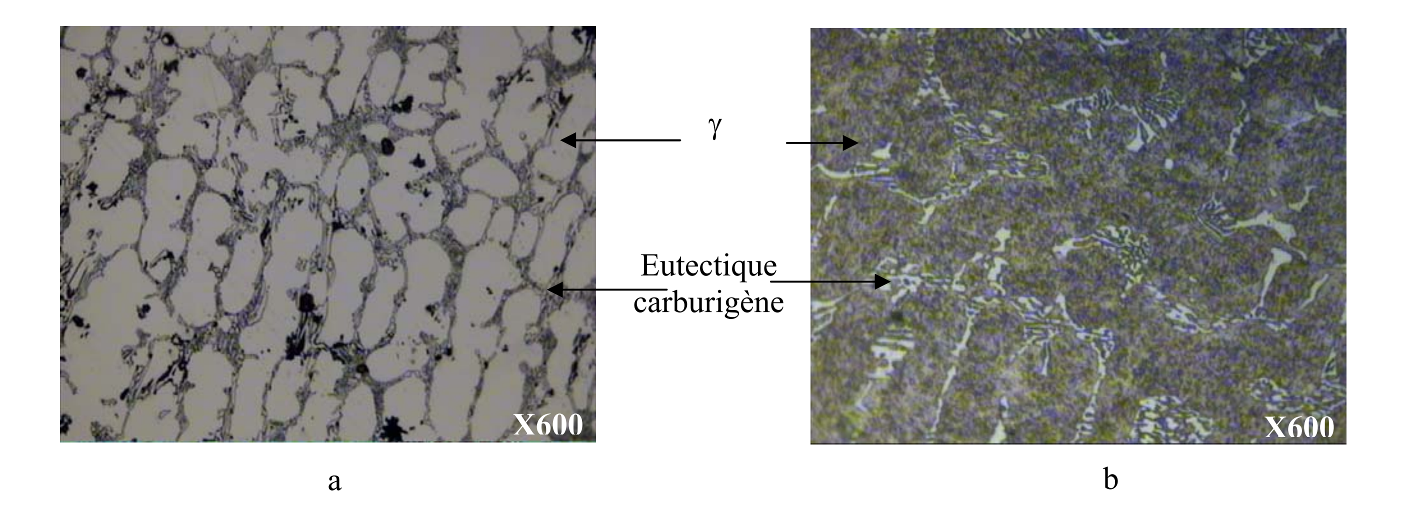


Figure 67. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Mn+Ti) ; a : brut de coulée, b : après traitement.

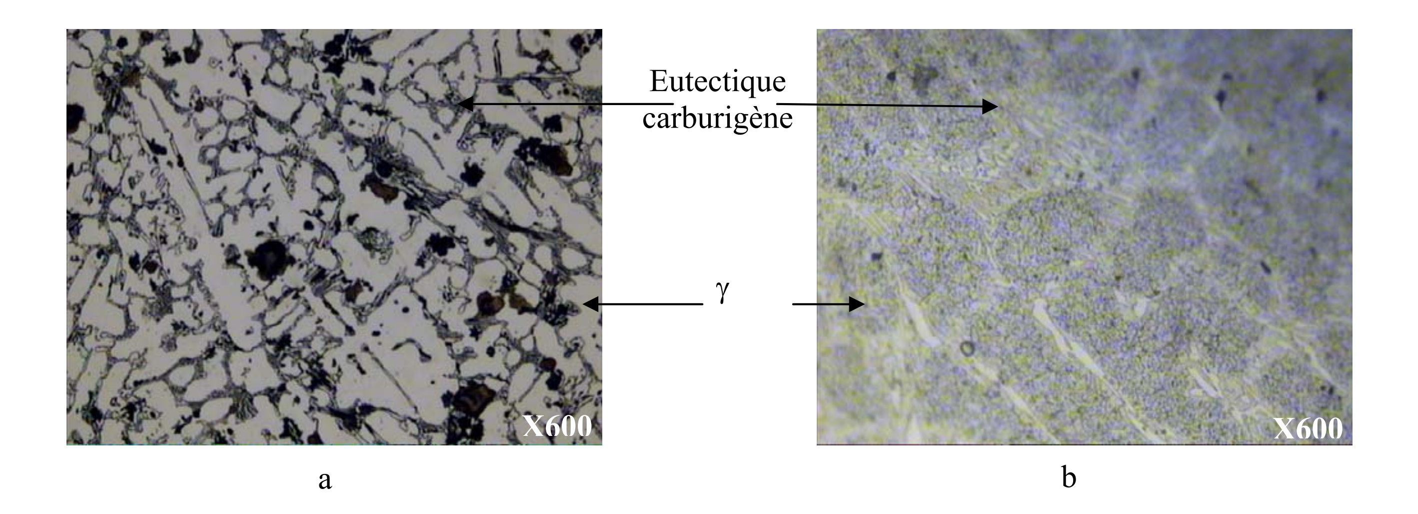


Figure 68. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Ti+Mo); a : brut de coulée, b : après traitement.

L'introduction de trois éléments (Mo-V-Ti) dans la fonte en étude a affiné la structure métallographique en donnant une austénite dendritique de forme plus allongée que dans la fonte de base (figure 69a). A l'état traité, l'eutectique carburigène, plus fin, est réparti uniformément dans la matrice de la fonte (figure 69b).

La présence du niobium, du vanadium et du manganèse à 0.5% dans la fonte expérimentée a donné une structure plus fine que dans le cas précédent. Les dendrites d'austénite sont de grosseur et de dimensions nettement plus faible et la quantité d'eutectique parait augmenter (figure 70a). Le traitement thermique appliqué à cette fonte a favorisé la précipitation d'un eutectique plus compact que dans la fonte de base et mieux distribué dans la structure de la fonte (figure 70b).

0.5% de titane, molybdène et de niobium semble fracasser les dendrites d'austénite avec une apparition de grain austénitique prenant une forme quasiment arrondie (figure 71a). On observe aussi dans cette structure que l'eutectique est encore plus fin que dans les deux cas précédent. Mais à l'opposé de l'état traité, on remarque que ces éléments ont augment la quantité de l'eutectique carburigène mais affiné le grain austénitique (figure 71b).

Contrairement au cas où le manganèse est associé au niobium et vanadium, la substitution du niobium par le titane a donné une structure où les dendrites d'austénite sont plus volumineuses (figure 72a). Au contraire, la structure à l'état traité est largement plus que dans ce cas et dans la fonte de base (figure 72b). On peut remarquer aussi l'effet affinant sur la structure sous l'action de ces éléments.

L’action de 0.5% (Mn-Nb-Mo) sur la structure à l’état brut de coulée a favorisé une cristallisation de la fonte avec une formation de deux types d’austénite de l’une de forme dendritiques en quantité plus importante par rapport à l’autre de forme arrondie à semi arrondie (figure 73a). L’état traité de cette fonte révèle une structure où l’eutectique carburigène occupe un espace plus important que dans la fonte de base (figure 73b).

L’effet de 0.5% (Ti-V-Nb) est comparable à celui de 0.5% Ti, mais la structure dans ce cas est beaucoup plus fine (figure 74a) et semblable à une structure d’une fonte eutectique. On peut dire ici que la présence du vanadium et du niobium avec le titane a favorisé l’affinement de la structure métallographique. Quant à l’état traité, la structure est aussi plus fine et la distribution de l’eutectique est mieux répartie (figure 74b).

L’introduction de 0.5% (Mn-Nb-Ti) dans la fonte de base a favorisé le grossissement des dendrites d’austénite, par contre les grains de ce même constituants sont beaucoup plus fins (figure 75a). Mais on peut remarquer que la structure est légèrement améliorée du point de vue finesse. Sous l’effet de ces éléments, le traitement thermique a donné un eutectique carburigène mieux distribué dans la matrice de la fonte et plus fin (figure 75b).

La structure de la fonte contenant 0.5 % (Ti-Mo-Mn) est similaire à celle de la fonte précédente mais avec un léger affinement (figure 76a). A l’état traité, la combinaison de ces trois éléments a favorisé une formation d’une structure composée d’un eutectique orienté selon le gradient thermique de refroidissement (figure 76b) et mieux réparti que dans la fonte de base.

Le volume de l’austénite granulaire a nettement augmenté par rapport à l’austénite de forme dendritique ainsi que sa finesse (figure 77a). Les dendrites d’austénite dans ce cas sont moins allongées et mois grosses. L’état traité de cette fonte a permis d’affiner les constituants structuraux aussi bien l’austénite que l’eutectique carburigène (figure 77b).

La même remarque peut être faite pour la fonte à 0.5 % (Mo-V-Nb) que la fonte précédente. Dans ce cas, on peut distinguer que la quantité d’austénite dendritique est en légère baisse contrairement à l’eutectique carburigène qui a pris un plus de place (figure 78a). L’état traité a révélé une structure métallographique composée de constituants plus fins que ceux de la fonte de base (figure 78b) où on observe répartition uniforme de l’eutectique autour de l’austénite.

.

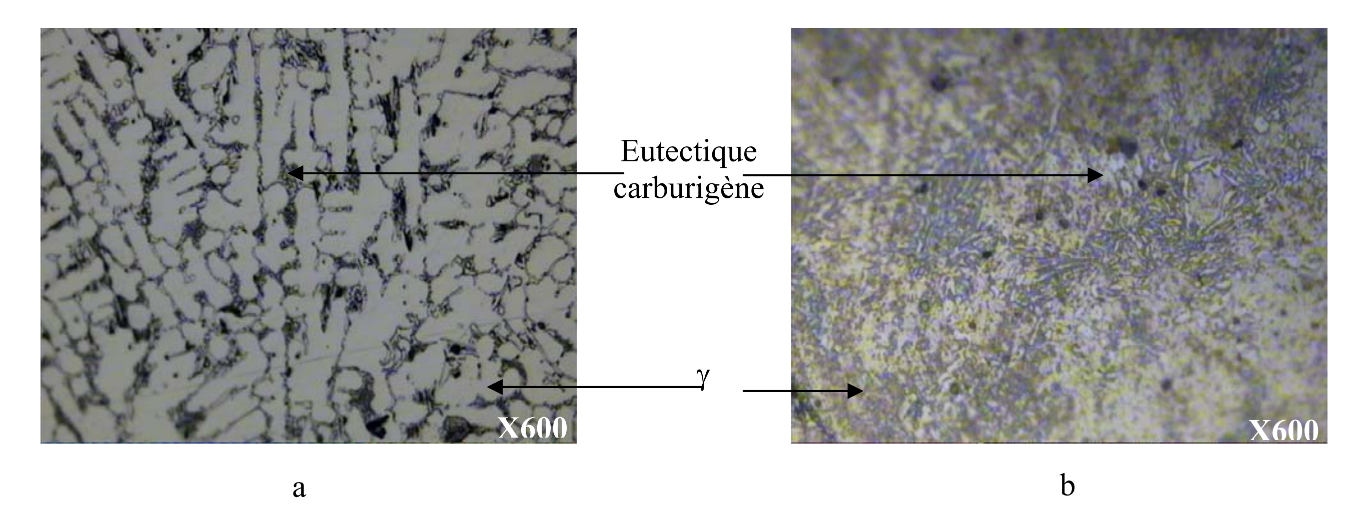


Figure 69. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Mo+V+Ti); a : brut de coulée, b : après traitement

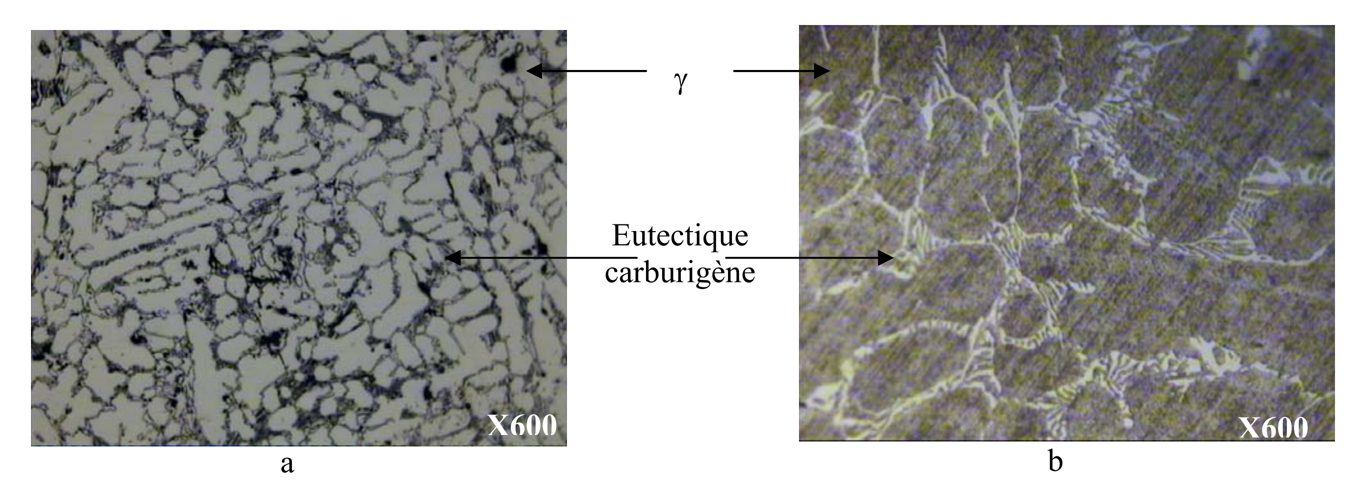


Figure 70. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Mn+Nb+V); a : brut de coulée, b : après traitement.

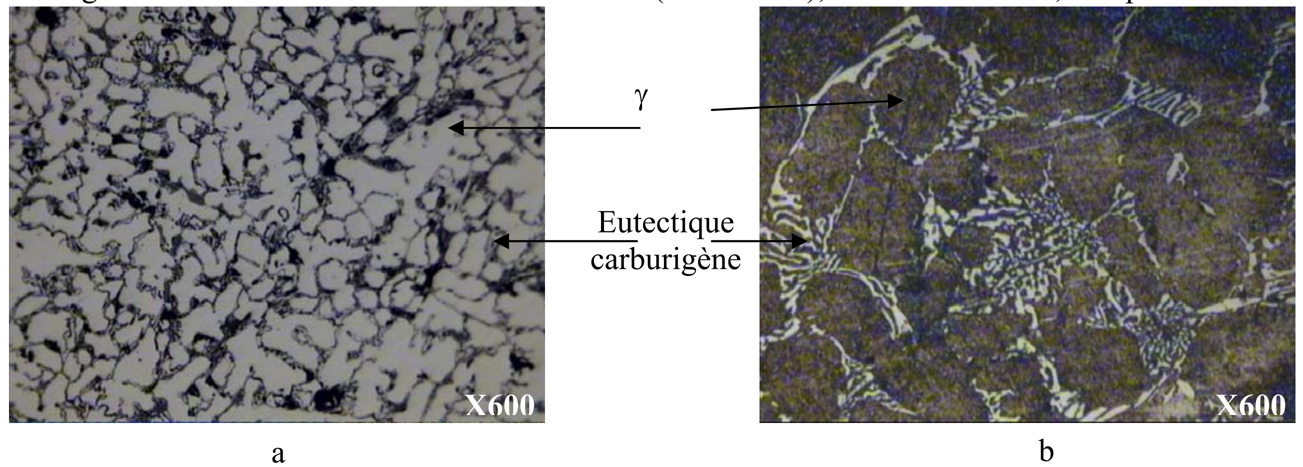


Figure 71. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Ti+Mo+Nb); a : brut de coulée, b : après traitement.

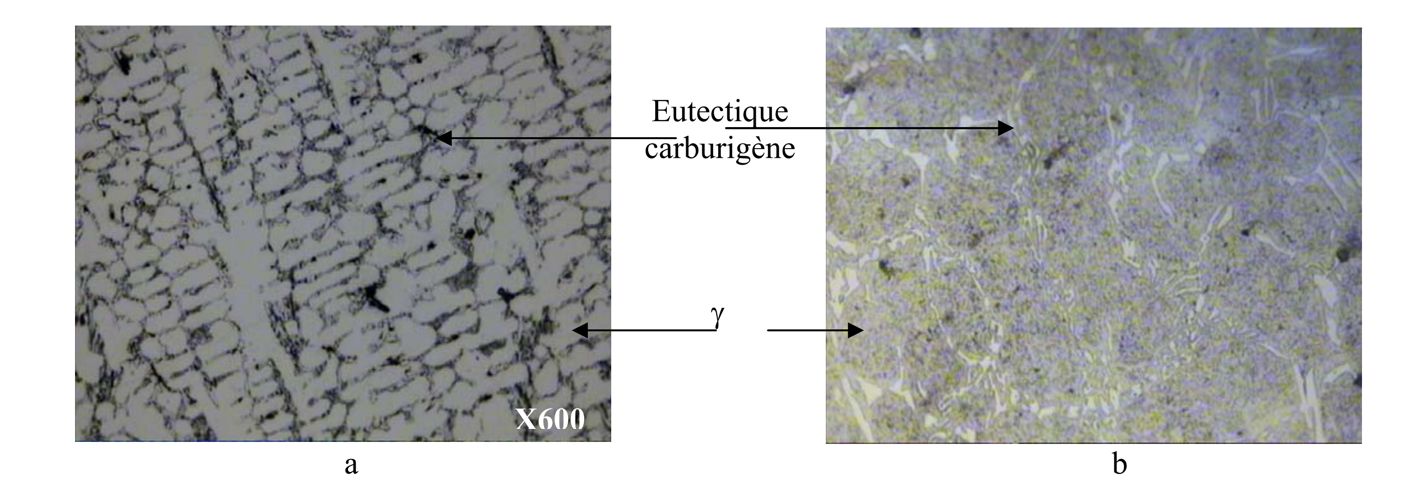


Figure 72. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Ti+V+Mn); a : brut de coulée, b : après traitement.

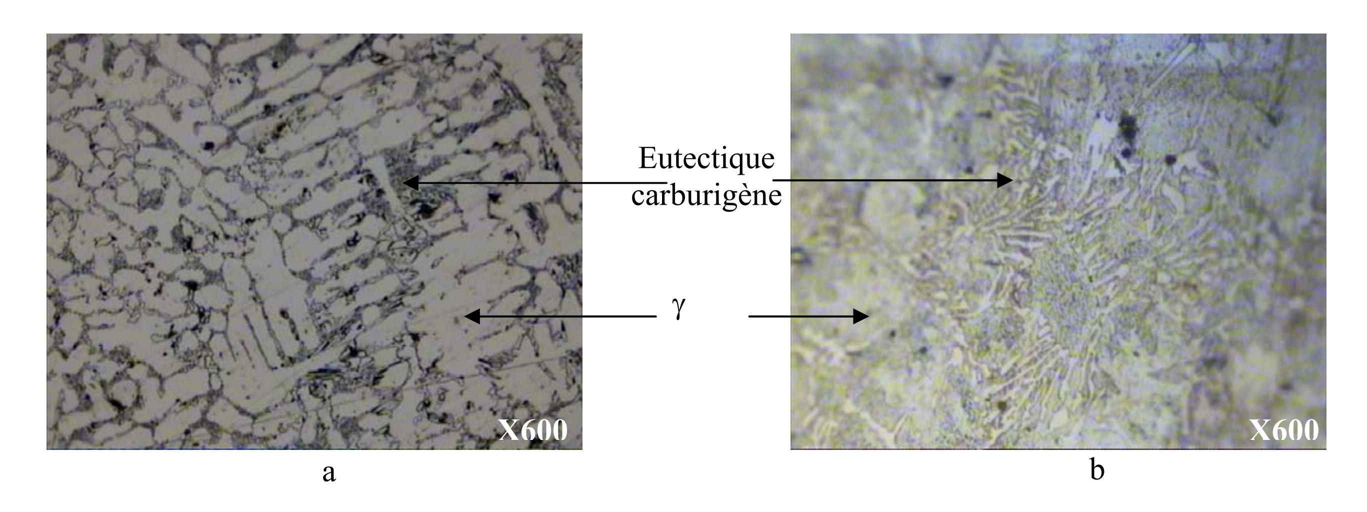


Figure 73. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Mn+Nb+Mo); a : brut de coulée, b : après traitement.

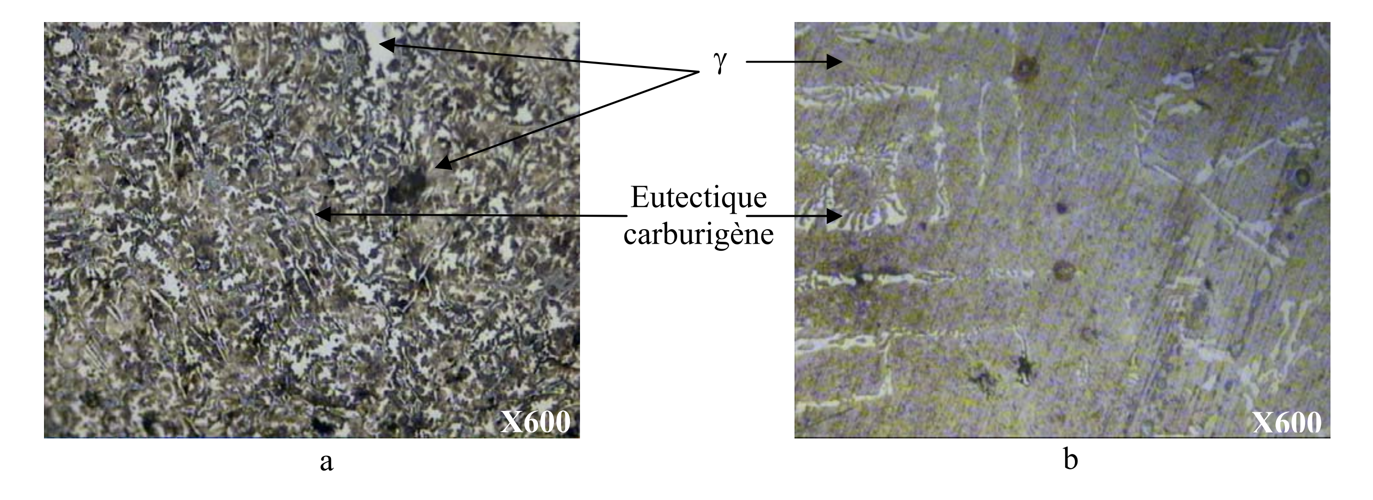


Figure 74. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Ti+V+Nb); a : brut de coulée, b : après traitement

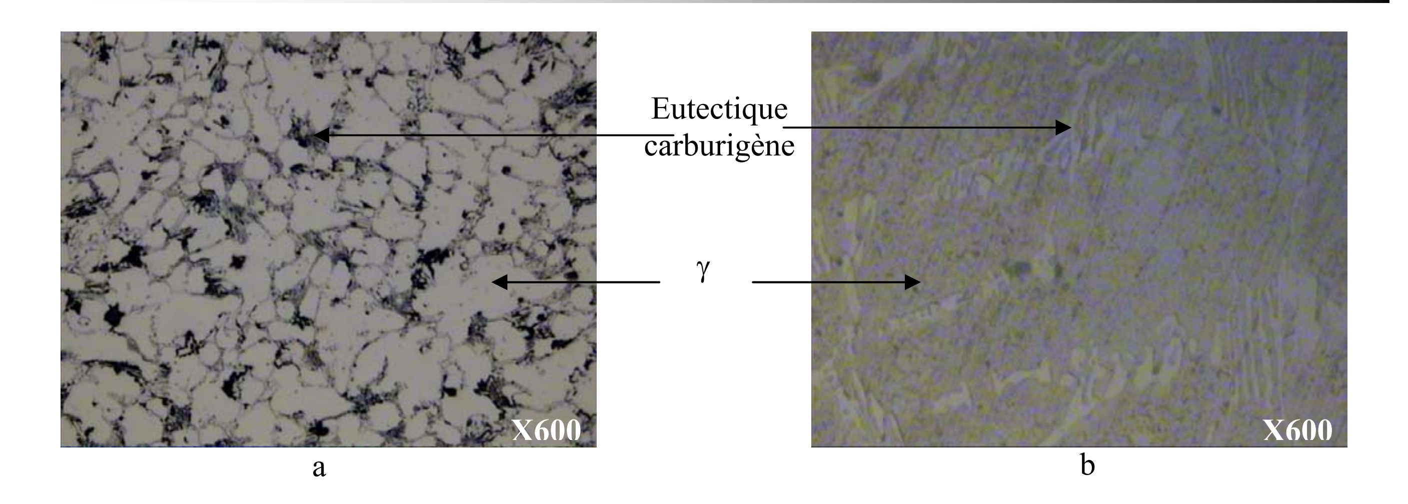


Figure 75. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Mn+Nb+Ti); a : brut de coulée, b : après traitement

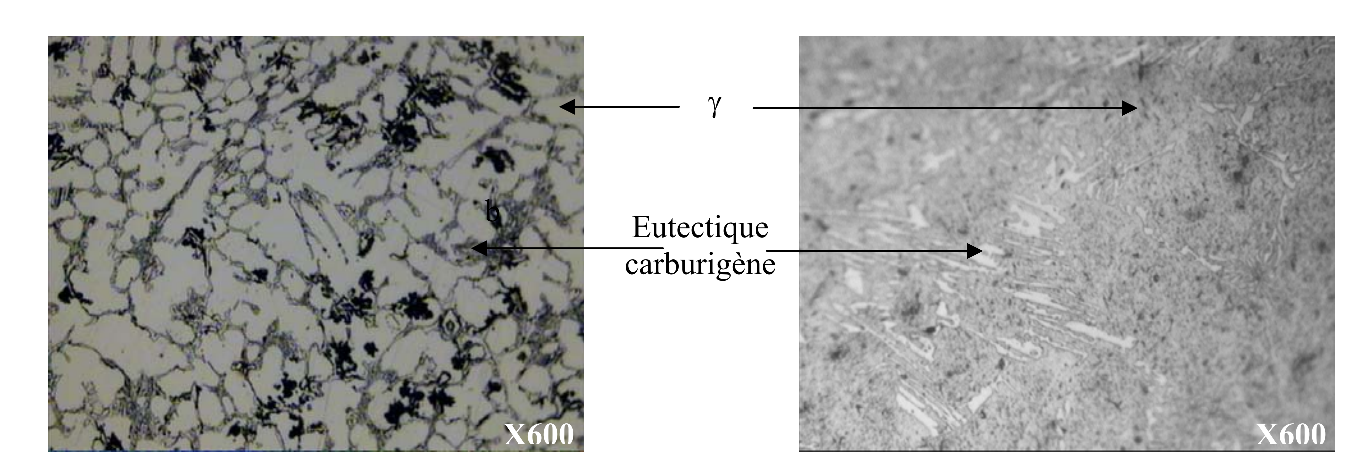


Figure 76. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Ti+Mo+Mn); a : brut de coulée, b : après traitement.

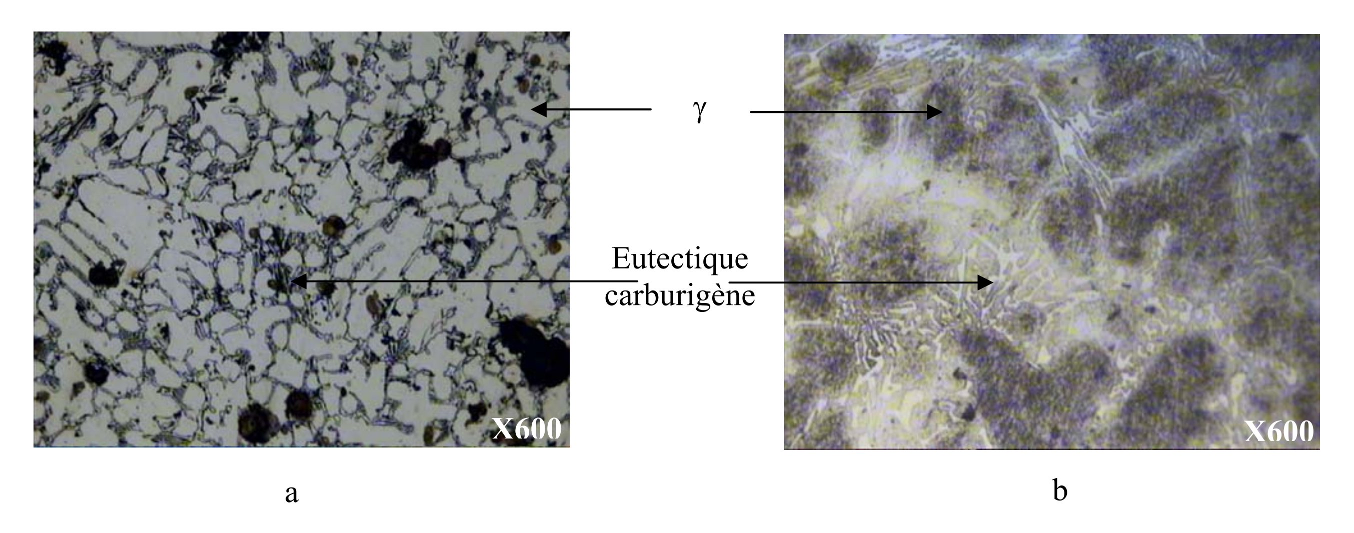


Figure 77. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Mo+V+Mn); a : brut de coulée, b : après traitement.

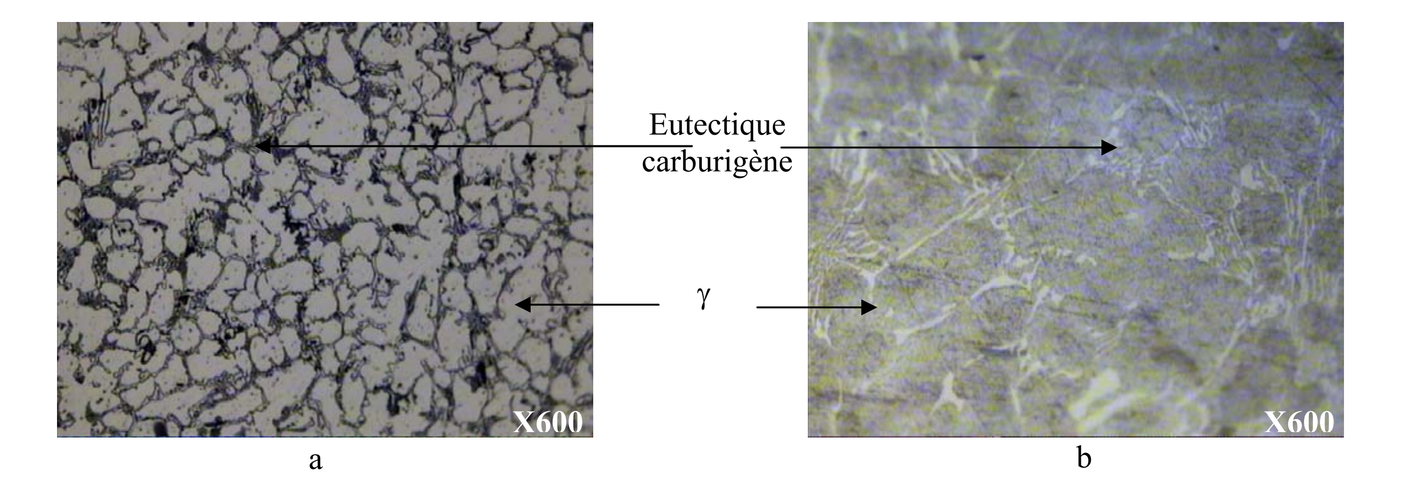


Figure 78. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Mo+V+Nb); a : brut de coulée, b : après traitement.

Notre étude s'est terminée par l'influence de quatre éléments à 0.5%.

L'introduction des éléments molybdène, vanadium, niobium et manganèse donne une structure métallographique très dispersée. Dans cette dernière apparaît des dendrites d'austénite très allongées disposées d'une manière parallèle en grande proportion, d'autres perpendiculaires à ces dernières et enfin des grains d'austénite de forme arrondis et fins (figure 79a). Autour de l'austénite, un eutectique très fin est distribué. A l'état traité, la structure présente un eutectique carburigène très fin réparti autour des grains austénitiques (figure 79b).

La substitution du niobium par le titane a produit une structure composée essentiellement de dendrites de grosseur plus importante que dans la fonte précédente et la fonte de base (figure 80a). La quantité de l'eutectique dans ce cas est fortement réduite. On peut faire la même remarque concernant l'état traité quant à la proportion de l'eutectique (figure 80b). Ce dernier apparaît nettement fin et bien distribué dans la matrice.

Comparativement à la fonte de base, celle contenant 0.5 % (Ti-Mo-Nb-Mn) s'est cristallisée avec la formation d'une structure pratiquement dendritique mais plus fine (figure 81a). Le traitement thermique appliqué à cette fonte un eutectique complètement différent de celui de la fonte de base que soit en forme ou en finesse (figure 81b). Dans ce cas, on peut observer que l'eutectique formé présente des formes en rosette compactes ou issu d'un centre de germination en devellopement et occupe environ un espace très important dans la structure de la fonte.

L'absence du molybdène, élément affinant, substitué par le vanadium a produit une structure grossière composée d'austénite de forme essentiellement dendritique très allongées et épaisse et d'un

eutectique plus fin que dans la fonte de base (figure 82a). A l'état traité, l'eutectique carburigène apparaît au joint des grains austénitiques très fins (figure 82b).

L'introduction de 0.5 % (Ti-Mo-V-Nb) à clairement affine la structure brut de coulée par rapport aux autres cas considérés (figure 83a). Les dendrites d'austénite dans ce cas sont de grosseurs et de dimensions très réduites. Ces éléments ont favorisé à l'état traité une précipitation d'eutectique plus fin que dans la fonte de base et en quantité importante (figure 83b). Cet eutectique apparaît plus compact et mieux distribué dans la structure de la fonte.

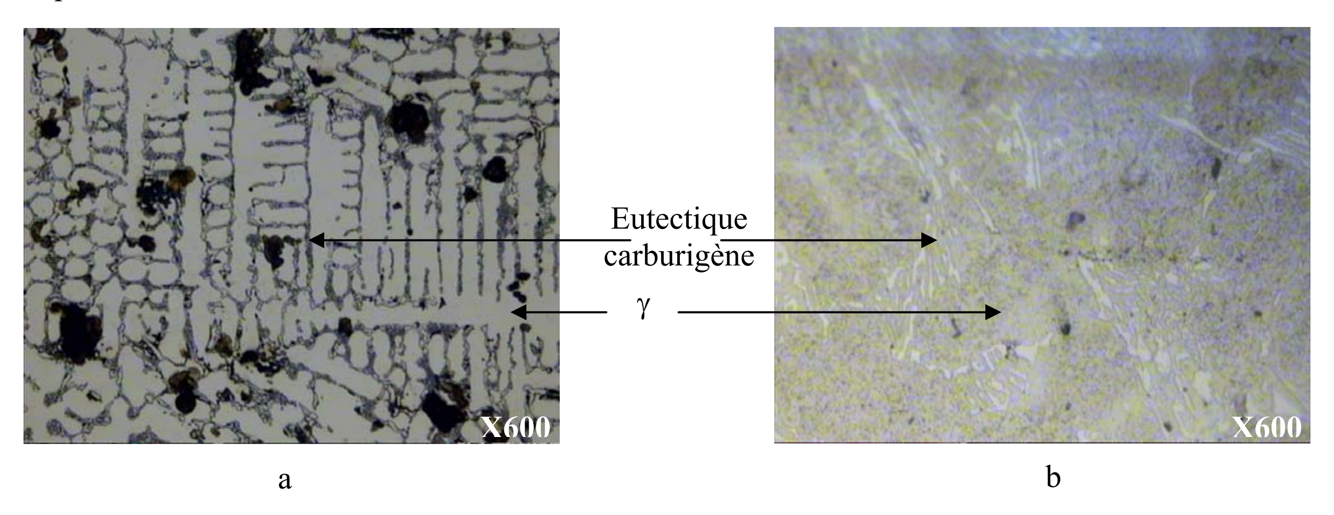


Figure 79. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Mo+V+Nb+Mn).
a : brut de coulée, b : après traitement.

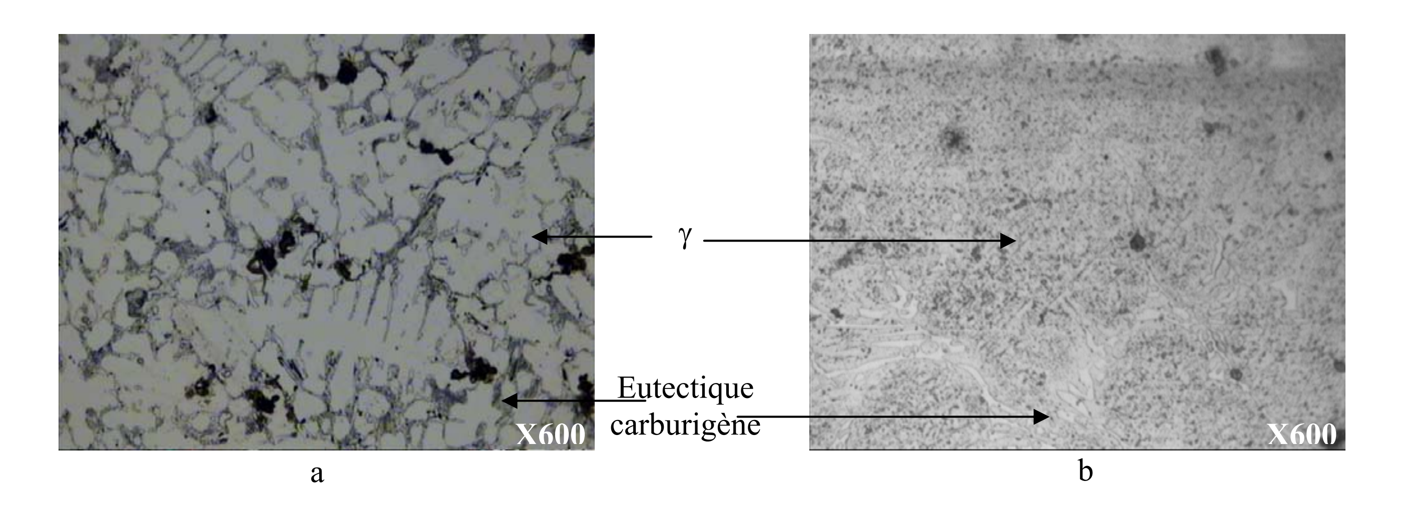


Figure 80. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Ti+Mo+V+Mn).
a : brut de coulée, b : après traitement.

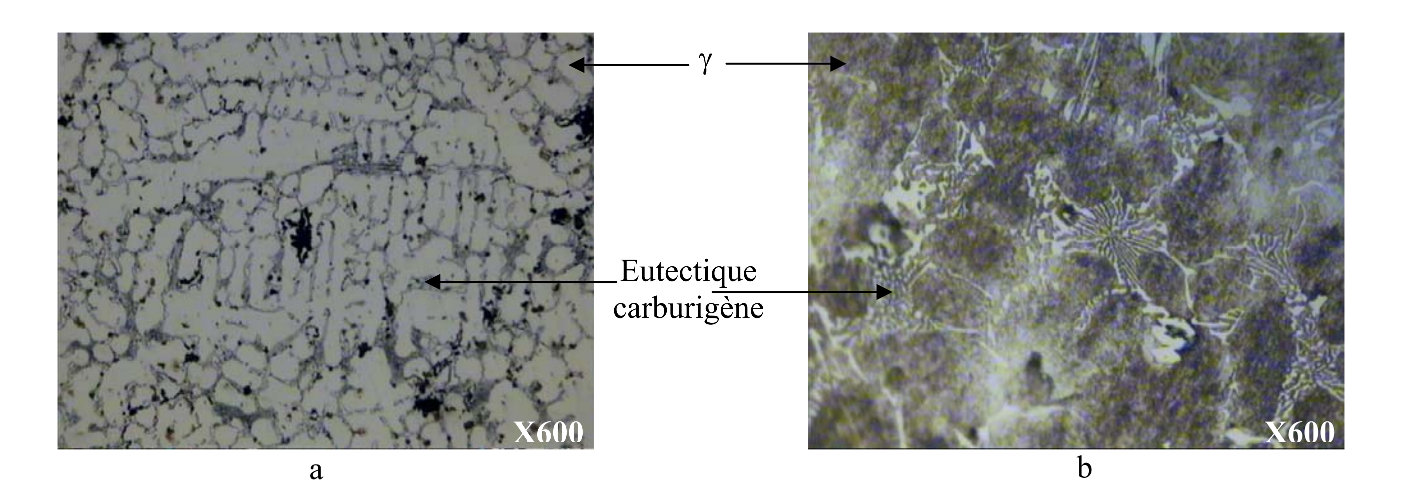


Figure 81. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Ti+Mo+Nb+Mn).
a : brut de coulée, b : après traitement.

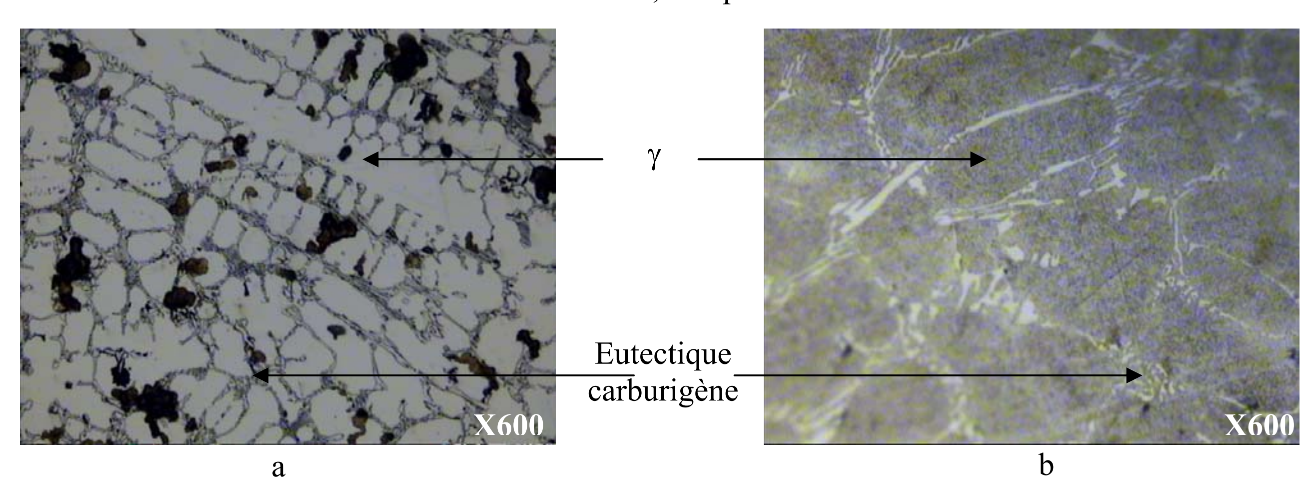


Figure 82. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Ti+V+Nb+Mn).
a : brut de coulée, b : après traitement.

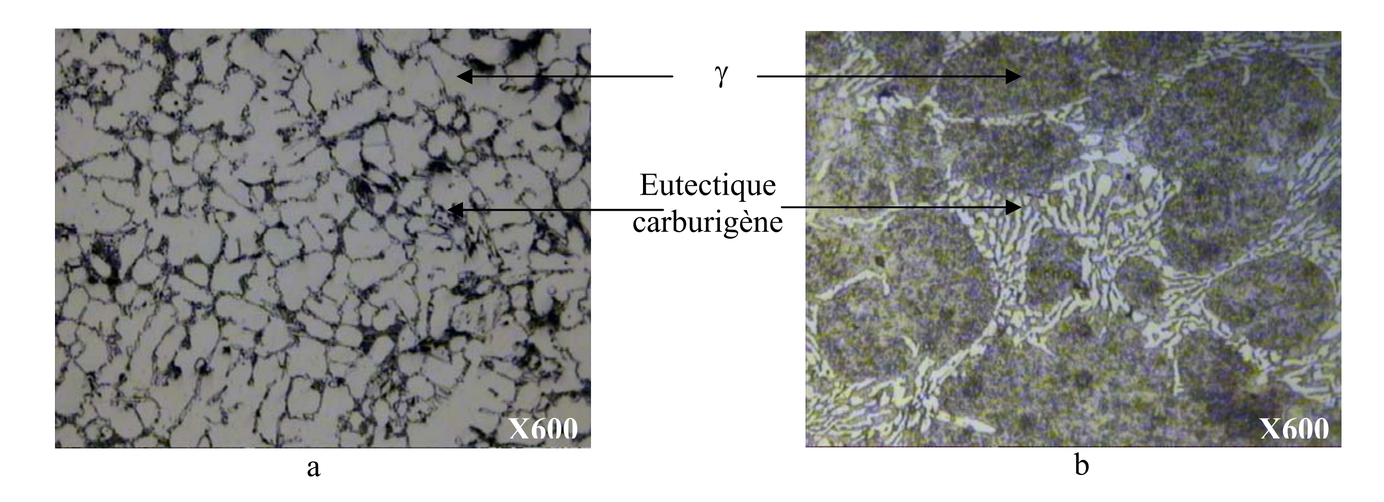


Figure 83. Microstructures de la fonte à 0.5 % (Ti+Mo+V+Nb).
a : brut de coulée, b : après traitement.

IV.2.Microdureté

Cette technique nous a conduit à déterminer la microdureté des constituants structuraux des différentes fontes étudiées et de les identifier.

Les résultats obtenus (tableau 5) montrent réellement que les éléments ajoutés ont agi positivement sur la structure, en favorisant la formation de nouvelles structures avec des microduretés plus importantes que celles de la fonte de base. A titre d'exemple, la microdureté de l'austénitique de la fonte de base a augmenté de 360 Hv à 613 Hv et alors que celle de l'eutectique carburigène a vu une élévation de 1256 Hv à 2365 Hv.

N°	Elément, %	Microdureté avant T.Th		Microdureté après T.Th	
		Matrice Hv_{50}	Eut carburigène Hv_{30}	Matrice Hv_{50}	Eut carburigène Hv_{30}
1	**0,5 % Mn**	330	1284	441	1513
2	**1 % Mn**	380	1290	485	1513
3	**1,5 % Mn**	400	1290	491	1604
4	**2 % Mn**	415	1307	514	1604
5	**2,5 % Mn**	425	1340	520	1774
6	**3 % Mn**	440	1355	530	1811
7	**0,5 % Ti**	339	1430	445	1513
8	**1 % Ti**	371	1430	491	1604
9	**1,5 % Ti**	394	1432	495	1810
10	**2 % Ti**	402	1513	502	2202
11	**2,5 % Ti**	410	1513	506	2205
12	**3 % Ti**	416	1517	512	2365
13	**0,5 % V**	309	1540	417	1604
14	**1 % V**	340	1581	439	1924
15	**1,5 % V**	379	1614	491	2061
16	**2 % V**	392	1626	502	2205
17	**2,5 % V**	400	1676	512	2365
18	**3 % V**	425	1813	550	2374
19	**0,5 % Mo**	370	1219	480	1388
20	**1 % Mo**	393	1284	496	1403
21	**1,5 % Mo**	405	1390	503	1410
22	**2 % Mo**	439	1400	551	1431
23	**2,5 % Mo**	447	1430	553	1513
24	**3 % Mo**	459	1513	559	1541
25	**0,5 % Nb**	420	1219	531	1702
26	**1 % Nb**	449	1284	550	1775
27	**1,5 % Nb**	476	1285	577	1810
28	**2 % Nb**	484	1391	582	1810

29	**2,5 % Nb**	501	1513	599	1876
30	**3 % Nb**	512	1604	613	2060
31	**Nb + V**	416	1703	521	1655
32	**Nb + Mo**	411	1431	509	1430
33	**Nb + Mn**	400	1391	492	1717
34	**Mn + Mo**	380	1403	477	1710
35	**Mn + V**	368	1513	471	1717
36	**Mo + V**	396	1773	495	1604
37	**Ti + V**	405	1481	501	1721
38	**Ti + Mo**	409	1659	513	1729
39	**Nb + Ti**	341	1659	438	1702
40	**Mn + Ti**	403	1467	506	1431
41	**Mo + V + Ti**	404	1557	498	1836
42	**Ti + Mo + Nb**	450	1555	553	1790
43	**Ti + V + Mn**	411	1659	513	1659
44	**Mn + Nb + Ti**	441	1700	539	1718
45	**Mn + Nb + Mo**	455	1603	560	1811
46	**Ti + V + Nb**	422	1651	520	1801
47	**Mn + Nb + V**	428	1781	533	1717
48	**Ti + Mo + Mn**	440	1514	542	1811
49	**Mo + V + Mn**	470	1557	575	1621
50	**Mo + V + Nb**	486	1615	580	1701
51	**Mo + V + Nb + Mn**	479	1751	586	1513
52	**Ti + Mo + V + Mn**	493	1715	591	1604
53	**Ti + Mo + Nb + Mn**	516	1690	613	1430
54	**Ti + V + Nb + Mn**	475	1657	571	1604
55	**Ti + Mo + V + Nb**	510	1654	605	1816
56	**base**	280	1241	360	1256

Tableau 5. Microdureté des fontes expérimentées.

IV.2. Dureté

L’addition à la fonte de base des éléments tels que molybdène, titane, vanadium, manganèse et niobium a favorisé une élévation de la dureté à l’état brut de coulée comme à l’état traité.

Dans le cas de l’état brut de coulée, de 0.5 % jusqu’à 1.5 % la plus grande dureté est obtenue par le Ti, et au-delà de cette teneur, à partir d’environ 1.7 %, le Mo s’est montré l’élément le plus influant que tous les autres éléments considérés. Mais il faut remarquer que l’action du titane reste la plus forte par rapport au niobium, vanadium et manganèse. Le V et le Nb augmentent moins la dureté que les éléments précédents, mais leur influence sur cette propriété est pratiquement identique. Quant au manganèse, il se présente comme l’élément le moins influant sur cette caractéristique (figure 84).

A l’état traité (figure 85) et jusqu’à 1.0 %, le manganèse a donné à la fonte la plus haute dureté. A partir de 1.0 %, le vanadium devient l’élément qui a agit le plus sur la dureté et cela jusqu’aux teneurs considérées. On remarque qu’à partir de 2.0 % le titane et le vanadium se rejoignent. A partir de 1.5 %, l’influence du niobium et du manganèse sont pratiquement similaires. Le molybdène dans ce cas est l’élément qui a moins influencé la dureté par rapport aux autres éléments testés.

Lors de l’introduction de deux éléments dans la fonte au chrome, la dureté a progressivement augmenté. On remarque que la paire titane-vanadium est celle qui donné la dureté la plus élevée à l’état brut de coulée (figure 86). Nous pouvons faire la même remarque pour l’état traité (figure 87), mais la variation entre la plus faible dureté et la plus forte n’est pas aussi significative que dans l’état brut de coulée.

Lors de l’addition de trois éléments à 0.5 % dans la fonte de base à l’état brut de coulée, la dureté de la fonte a graduellement augmenté (figure 88). Mais dans le cas du trio Mn-Nb-Ti, on observe nette augmentation par rapport aux autres cas. A l’état traité (figure 89), la dureté des fontes testées est améliorée et la plus importante dureté est obtenue pratiquement avec (Mo-Mn-V), (Mn-Nb-Ti), (Mn-Nb-Mo) et (Ti-V-Mn). On remarque que le manganèse est toujours présent dans les combinaisons considérées.

Lors de l’introduction de quatre éléments dans la fonte, la dureté a sensiblement augmenté. On observe que l’influence la plus remarquable est celle du Ti-Mo-Nb-Mn à l’état brut de coulée comme à l’état traité (figure 90, 91). On remarque aussi que la présence du manganèse comme dans les cas précèdent a favorisé l’élévation de la dureté.

.

Le traitement thermique choisi en vue d'atteindre des duretés maximales entre la fonte de base au chrome et celle alliée par les éléments carburigène tels que le Mn, Mo, V, Ti et Nb a permis une augmentation de la dureté. La dureté de la fonte de base a augmenté de 312 HB à l'état brut de coulée à 522 HB après traitement thermique et dans le cas de l'introduction des éléments sus cités la dureté a varié de 373 HB à 559 HB et de 551 HB à 636 HB. Nous remarquons que l'introduction de certains éléments a donné des duretés plus importantes à l'état brut de coulée comparativement à la fonte de base ayant subie un traitement thermique. Cette amélioration de dureté est due aux changements structuraux qui se sont déroulés lors de la formation de la structure de ces fontes. La précipitation des différents eutectiques carburigène peut en partie expliquer cette amélioration.

Dans le présent travail, on peut conclure que la plus grande dureté à l'état brut de coulée est obtenue avec 0.5 % (Mn-Ti-Nb). Mais on peut remarquer que 0.5% Mn à donné une dureté à l'état traité similaire à celle des fontes alliées à de deux, trois et quatre éléments.

On peut donc recommander dans le cas de cette étude d'allier la fonte au chrome soit à 0.5% (Ti-Mn-Nb) ou à 0.5% Mn pour obtenir de fortes duretés.

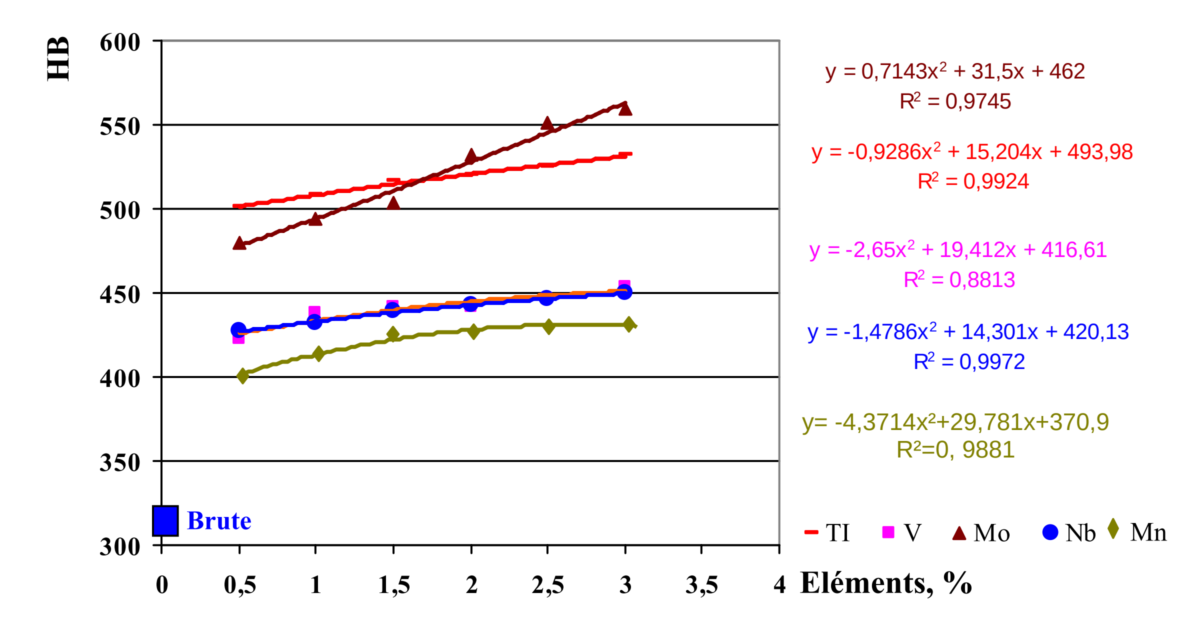


Figure 84. Variation de la dureté de la fonte alliée au V, Nb, Mo, Mn et Ti à l'état brut de coulée.

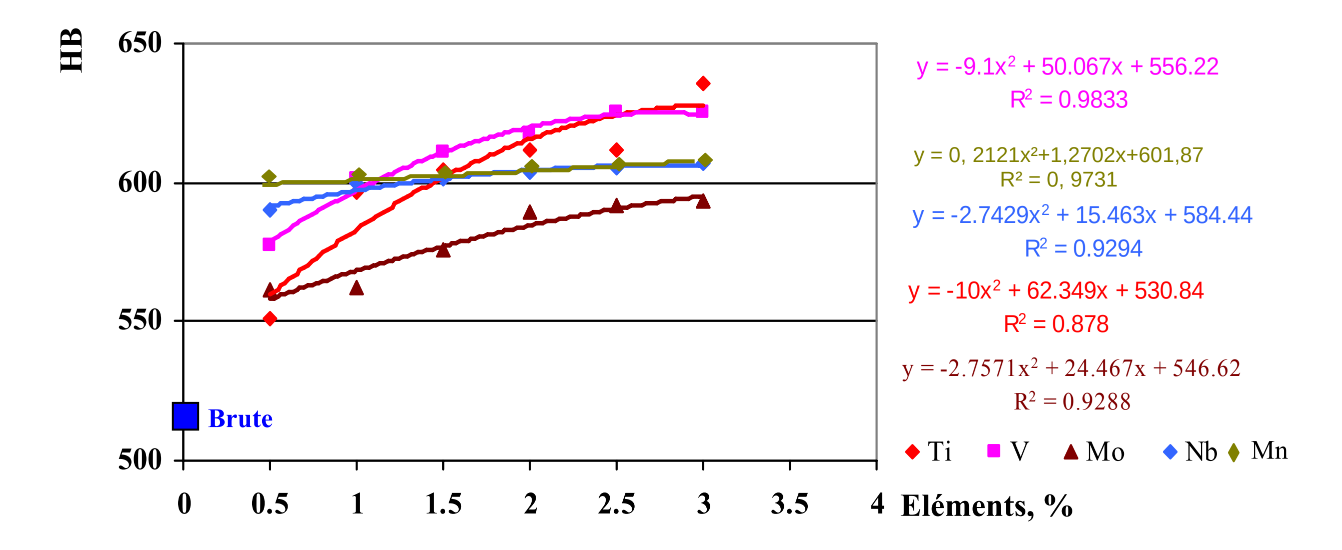


Figure 85. Variation de la dureté de la fonte alliée au V, Nb, Mo, Mn et Ti après traitement thermique.

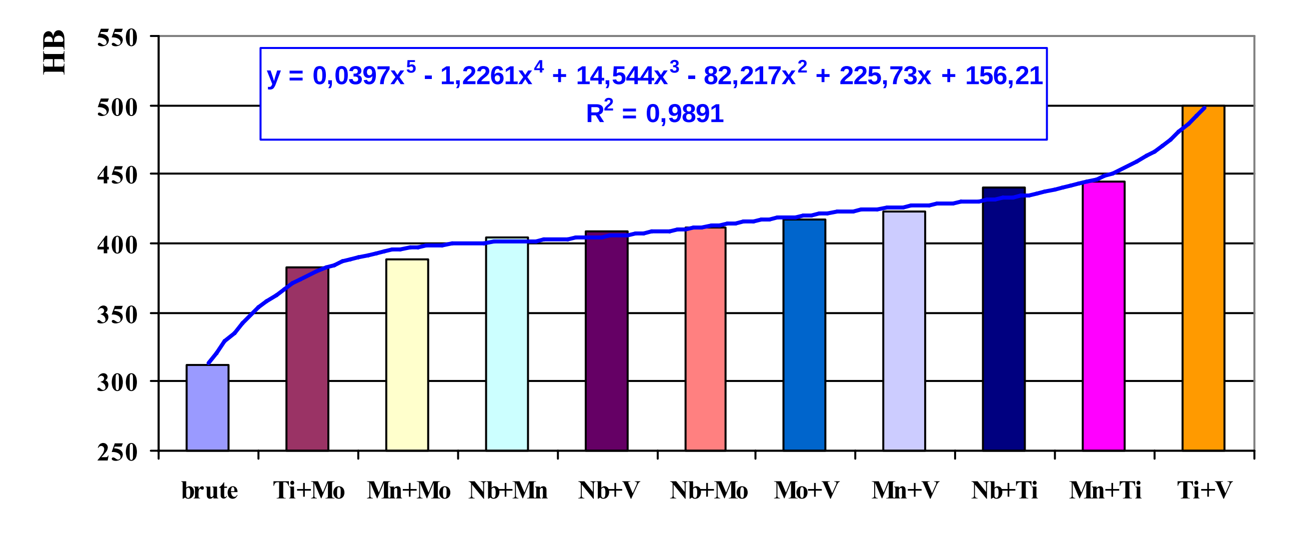


Figure 86. Variation de la dureté de la fonte alliée à 0.5 % avec deux éléments à l'état brut de coulée.

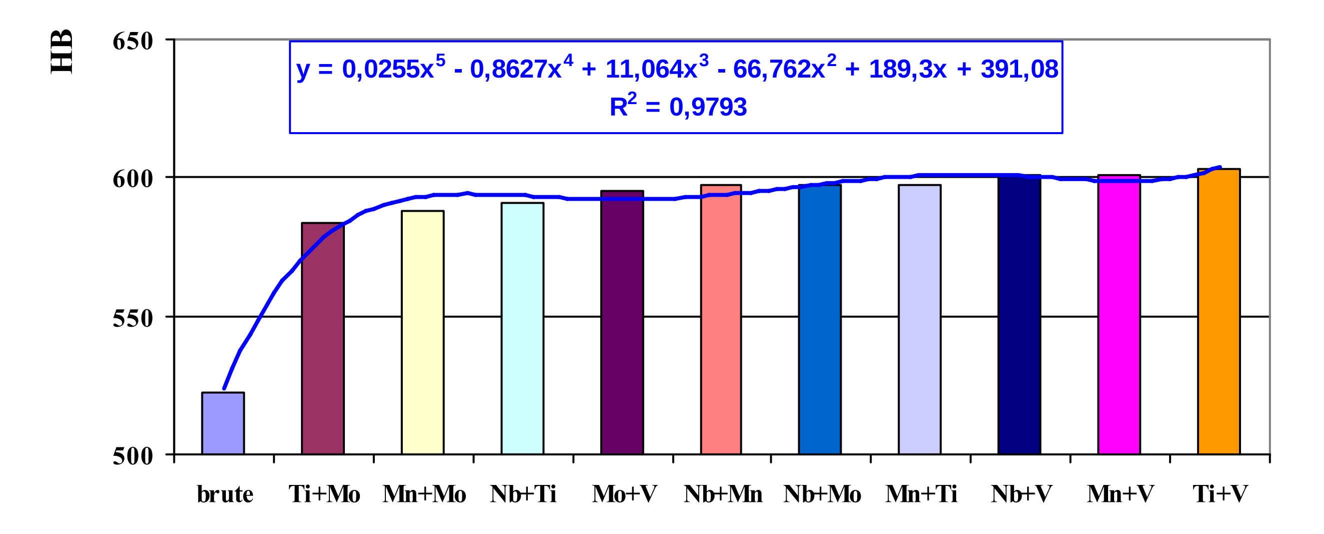


Figure 87. Variation de la dureté de la fonte alliée à 0.5 % avec deux éléments après traitement thermique.

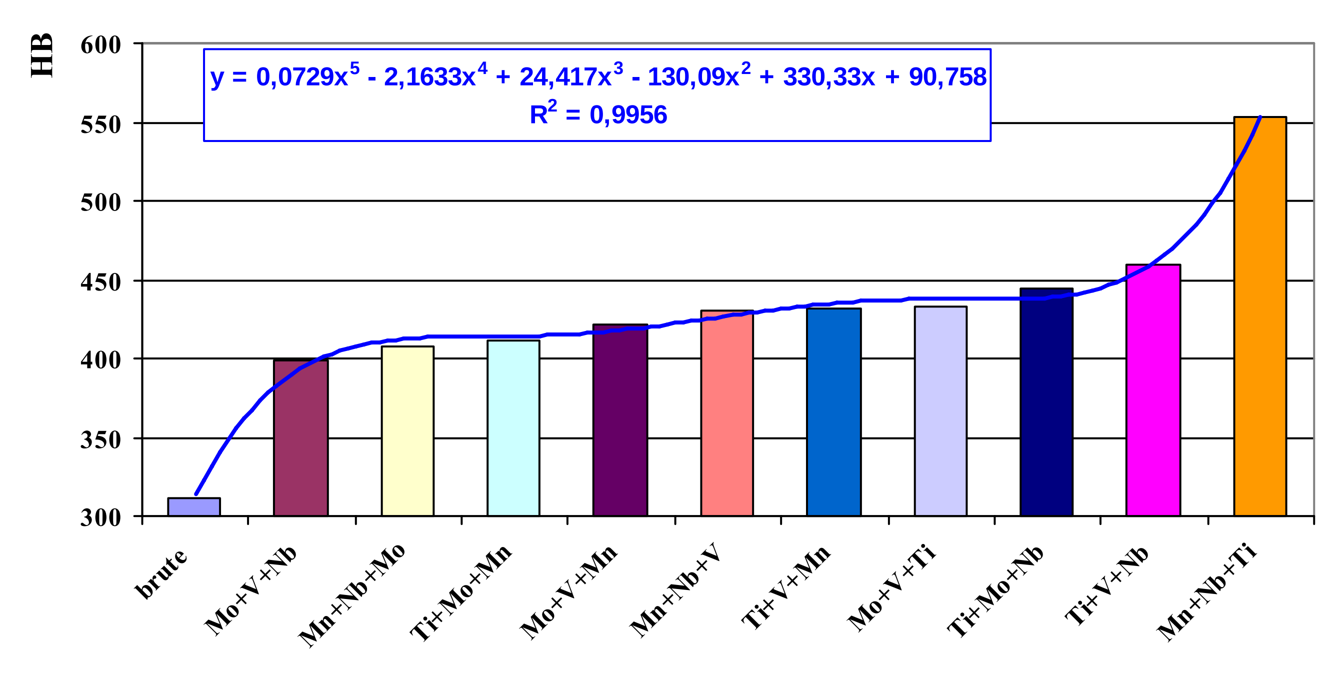


Figure 88. Variation de la dureté de la fonte alliée à 0.5 % avec trois éléments à l'état brut de coulée.

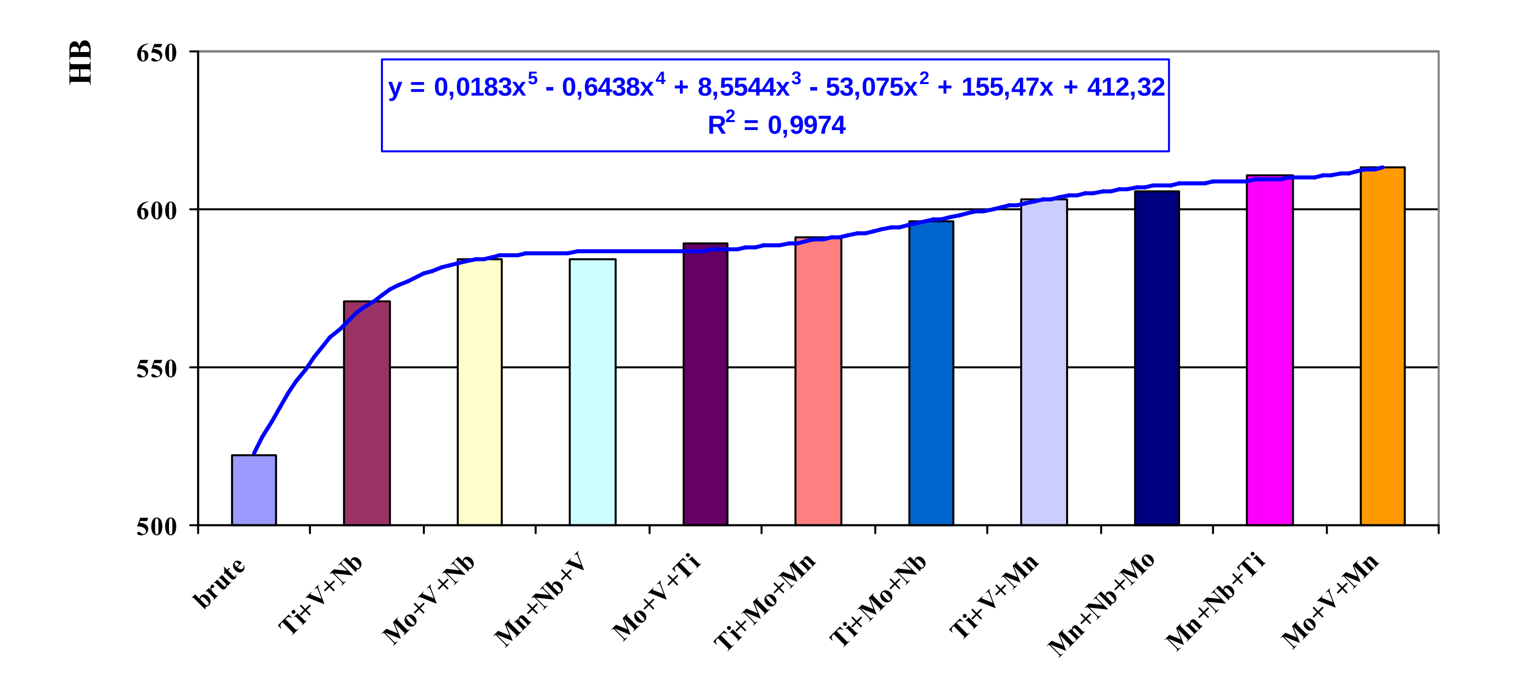


Figure 89. Variation de la dureté de la fonte alliée à 0.5 % avec trois éléments après traitement thermique.

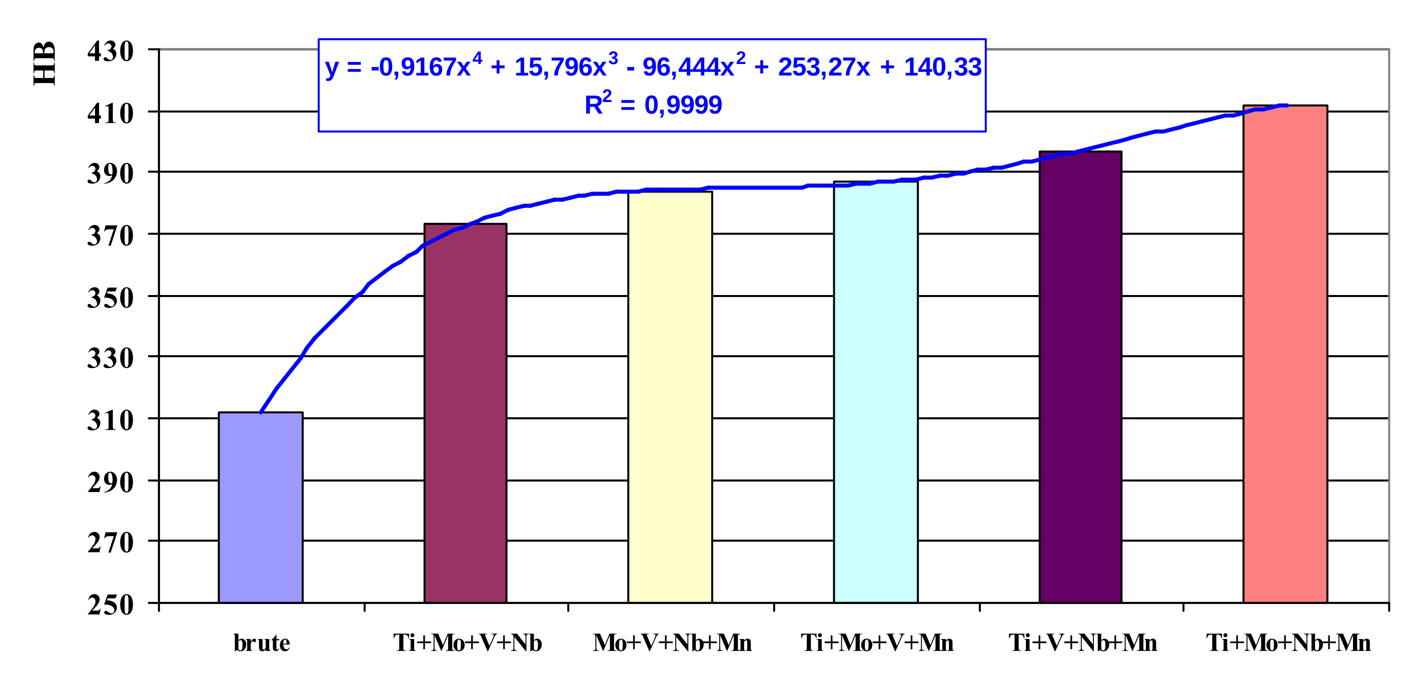


Figure 90. Variation de la dureté de la fonte alliée à 0.5 % avec quatre éléments à l'état brut de coulée.

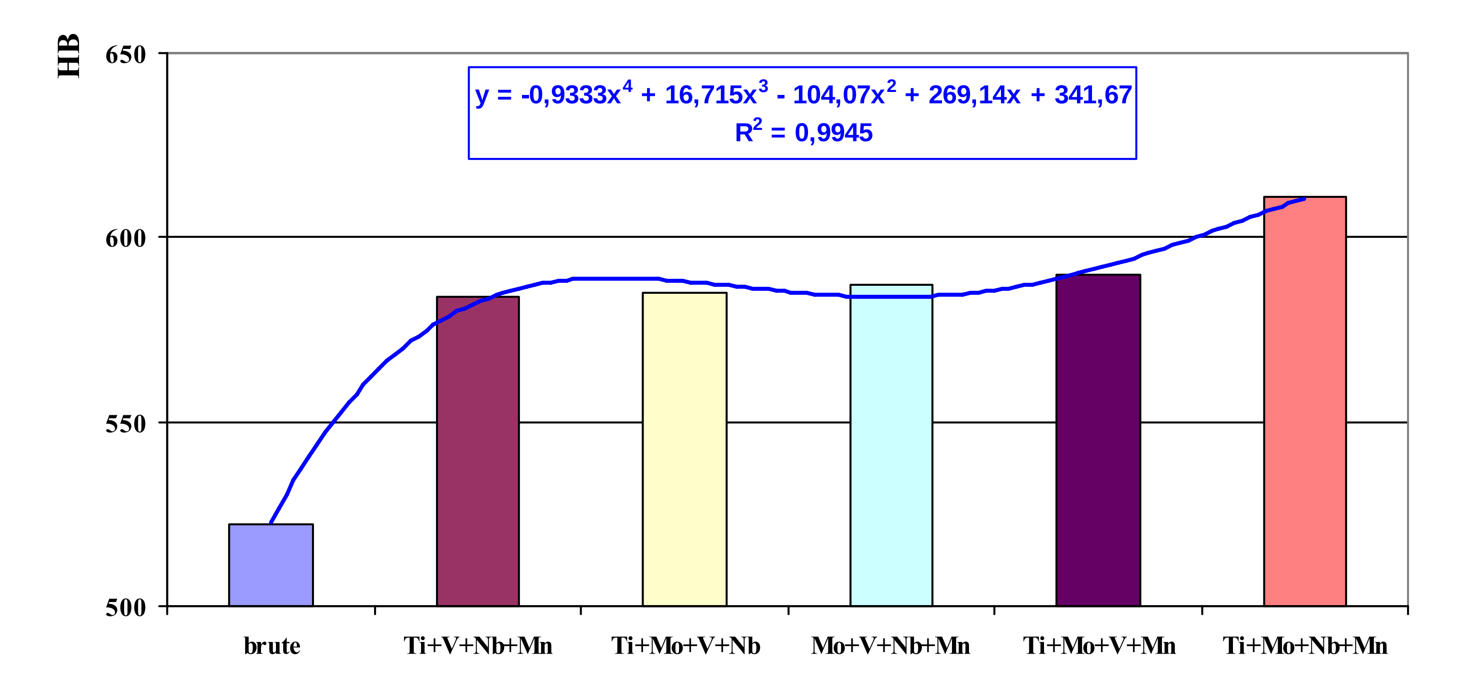


Figure 91. Variation de la dureté de la fonte alliée à 0.5 % avec quatre éléments après traitement thermique.

IV.3. Usure

IV.3.1 Usure par broyage

Pour caractériser la fonte étudiée, nous avons utilisé deux modes d'usure. Le premier mode consiste à mesurer l'usure par broyage dans les mêmes conditions d'exploitations industrielles comme cela est décrit dans la méthode expérimentale. D'après les essais réalisés avec un seul élément d'addition sur la fonte à l'état brut de coulée, on remarque que le molybdène est l'élément le mieux adapté pour résister à ce type d'usure (figure 92). Il ressort aussi que le titane est l'élément le moins influant par rapport aux autres éléments testés. A l'état traité, le molybdène reste toujours l'élément qui donne une meilleure résistance à l'usure par broyage, alors que le manganèse est dans ce cas celui qui agit le moins (figure 93). A cet état, le titane surplace les autres éléments à savoir le niobium, le vanadium et le manganèse.

Lors de l'addition de deux éléments, d'après le plan expérimental adopté, on remarque que la perte en masse exprimée en pourcent décroît progressivement à l'état brut (figure 94). Le manganèse et le vanadium sont les éléments qui ont favorisé la meilleure tenue à l'usure par broyage. La même constatation peut être faite pour l'état traité (figure 95), mais dans ce cas, le manganèse et le molybdène sont ceux qui donnent une faible usure.

L'introduction de trois éléments dans la fonte favorise la même décroissance de la perte en masse comme dans les cas précédents (figure 96, 97). Dans ce cas, la combinaison Mo-V-Nb est la plus convaincante à l'état brut de coulée comme à l'état traité.

Les fontes contenant quatre éléments se sont comportées de la même manière que dans les cas précédents à l'état brut comme à l'état traité (figure 98, 99). Mais, cette série n'a pas donné des résultats attendus, car la résistance de ces fontes est plus faible que dans le cas des fontes alliées à un, à deux ou à trois éléments.

De l'essai d'usure par broyage, on peut conclure qu'à 0.5 %, la combinaison manganèse-molybdène est celle qui a amélioré le plus la résistance à l'usure par broyage à l'état traité. Par contre la meilleure résistance à l'état brut de coulée est obtenue avec le molybdène-vanadiun-niobium.

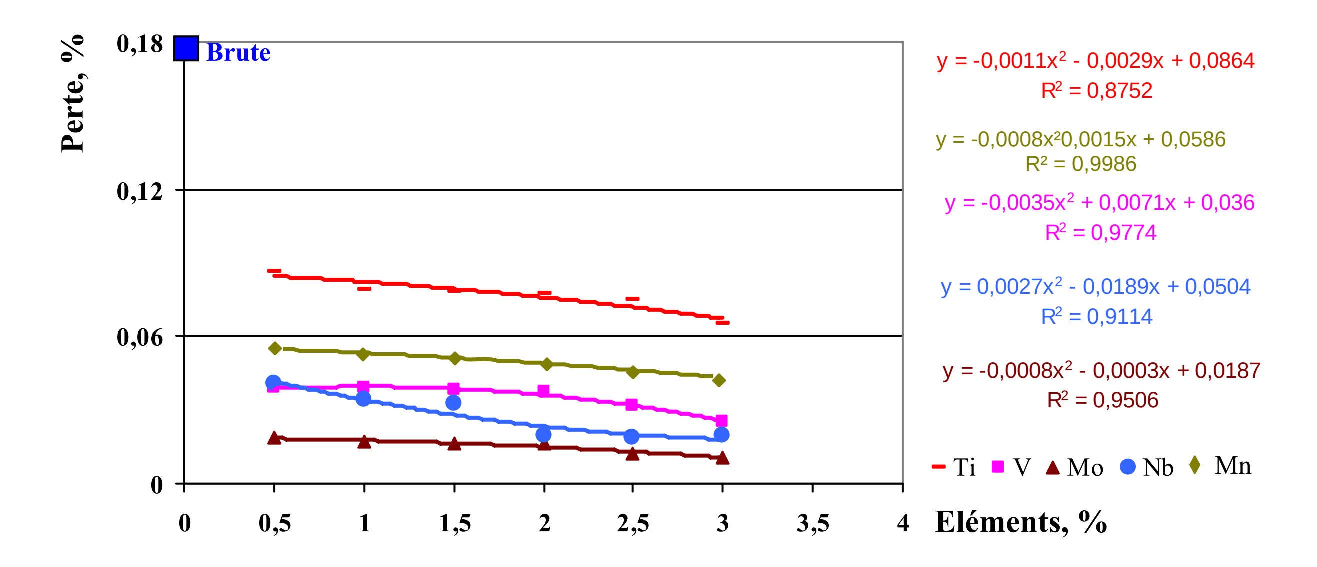


Figure 92. Perte en masse (%) par broyage de la fonte alliée au Ti, V, Mo, Nb et Mn à l'état brut de coulée.

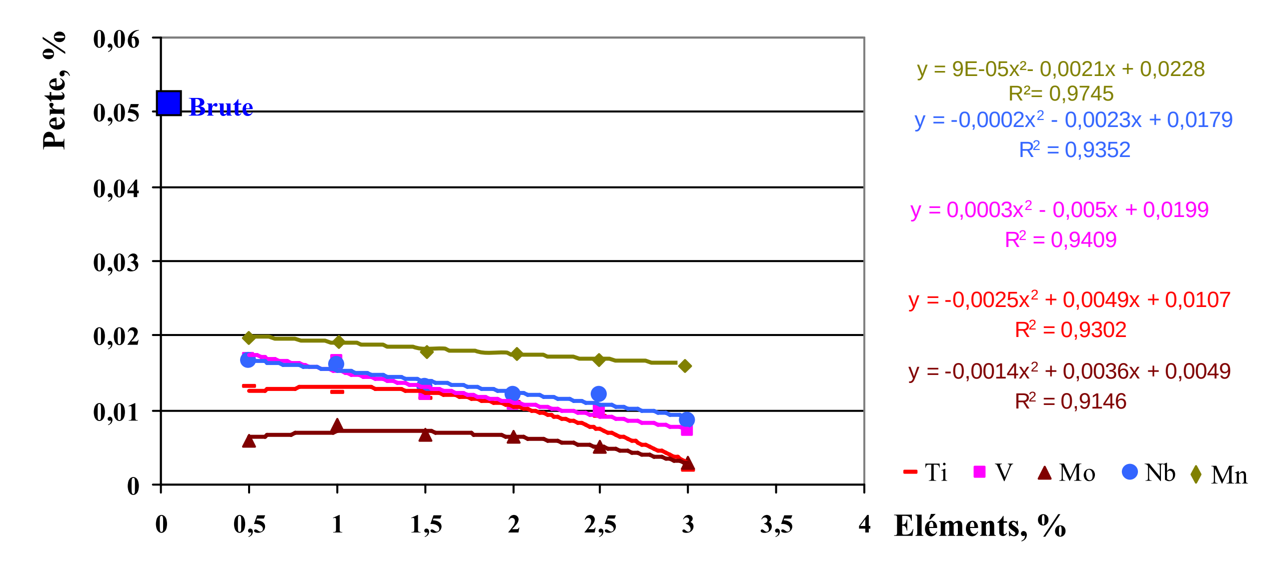


Figure 93. Perte en masse (%) par broyage de la fonte alliée au Ti, V, Mo, Nb et Mn après traitement thermique.

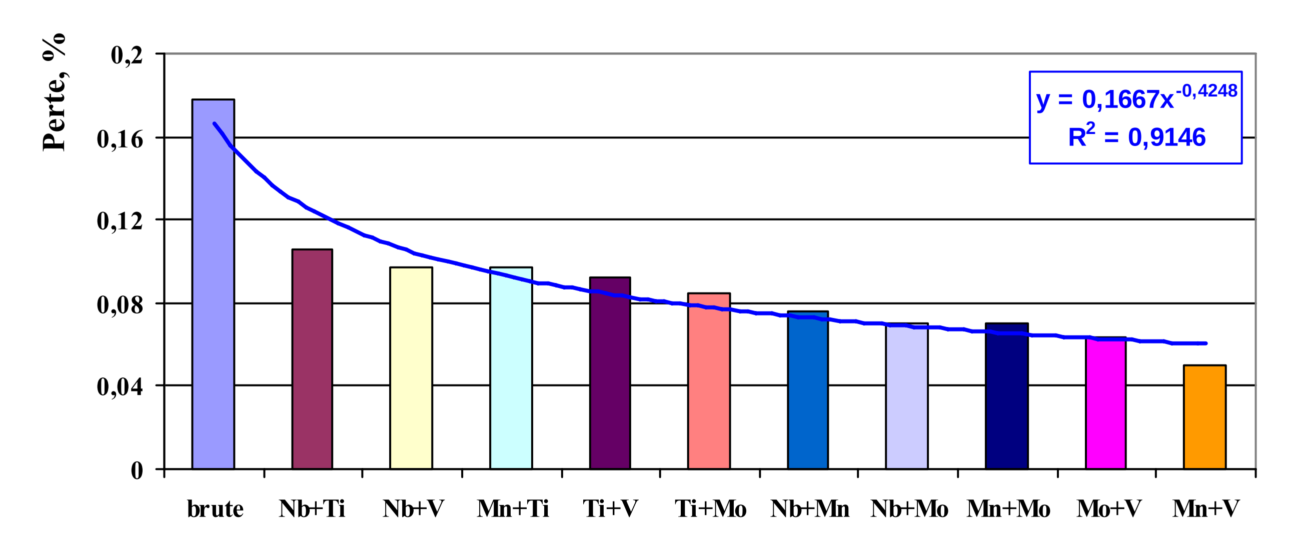


Figure 94. Perte en masse (%) par broyage de la fonte alliée à 0,5 % avec deux éléments à l'état brut de coulée.

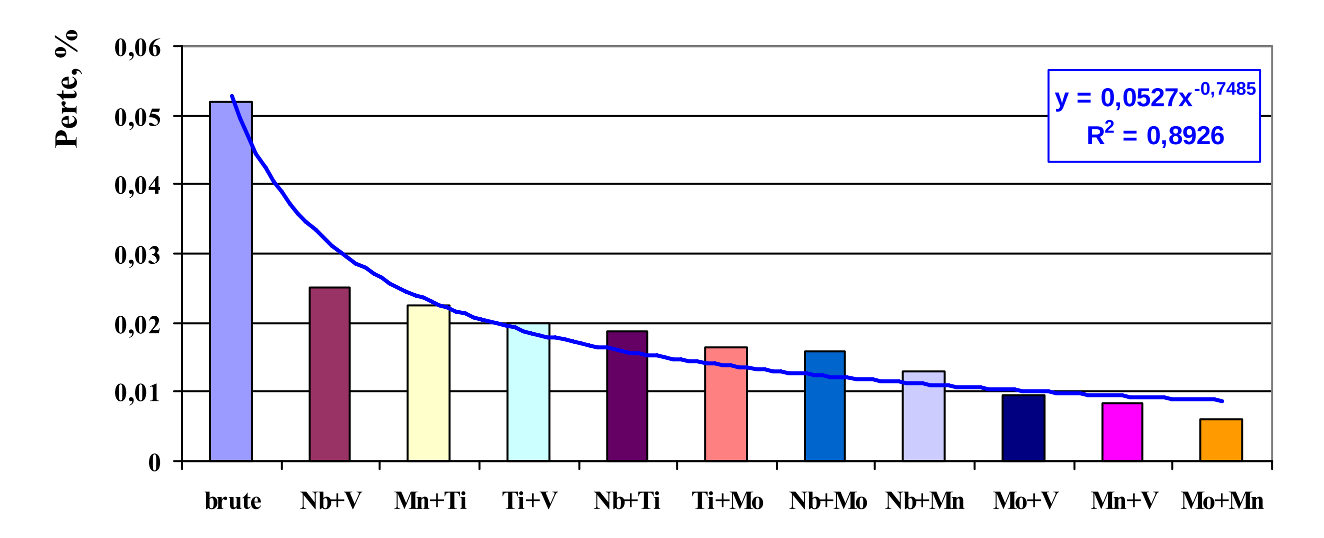


Figure 95. Perte en masse (%) par broyage de la fonte alliée à 0,5 % avec deux éléments après traitement thermique.

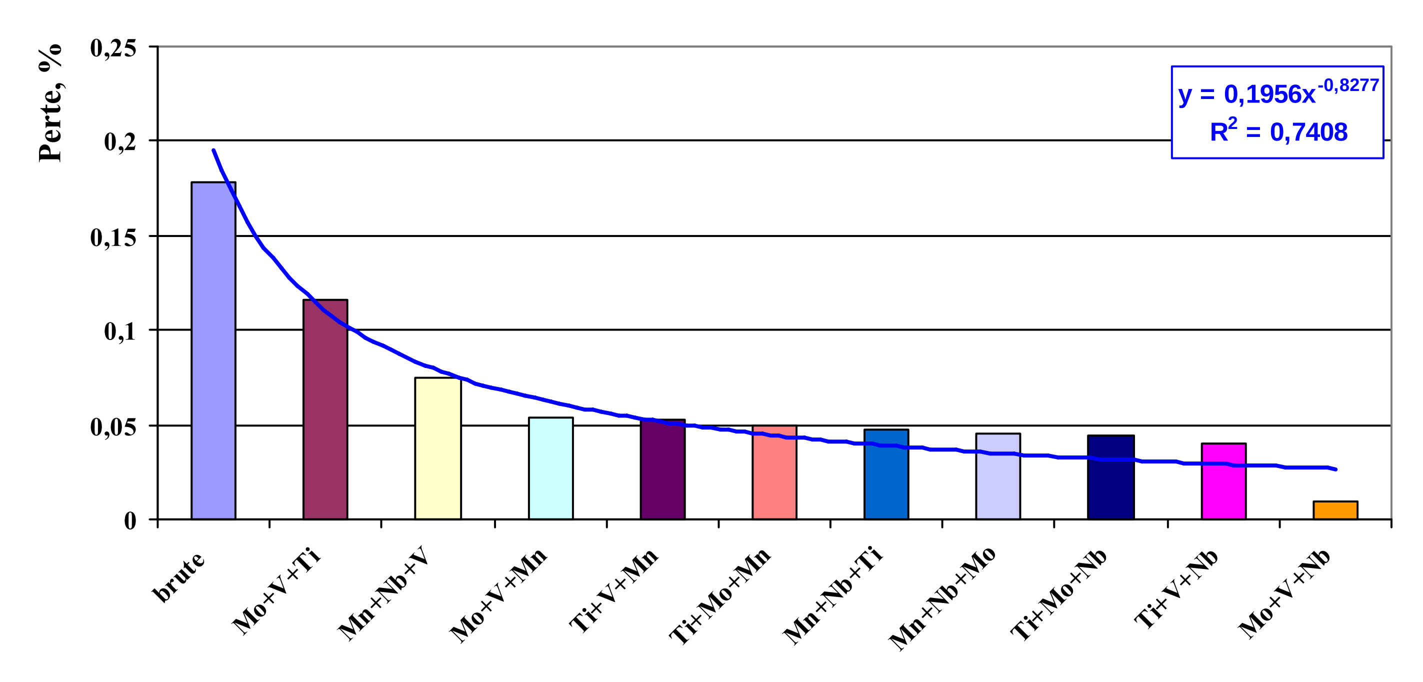


Figure 96. Perte en masse (%) par broyage de la fonte alliée à 0,5 % avec trois éléments à l'état brut de coulée.

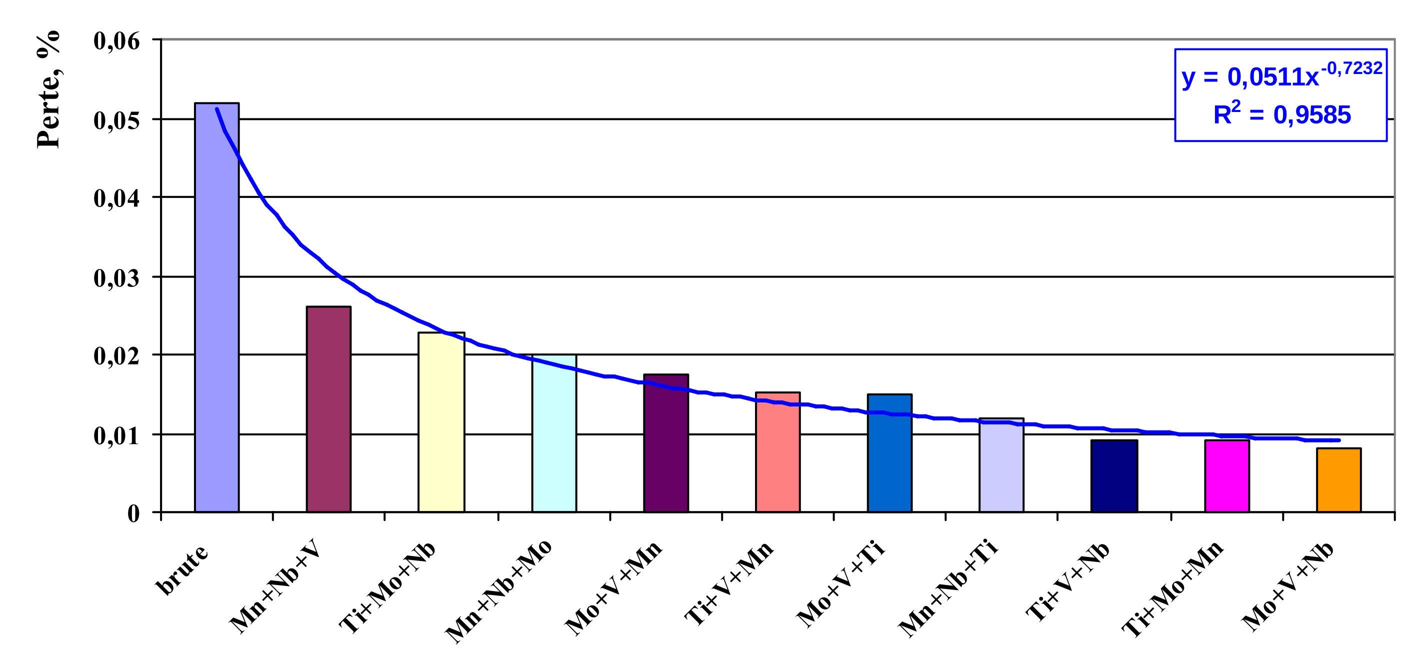


Figure 97. Perte en masse (%) par broyage de la fonte alliée à 0,5 % avec trois éléments après traitement thermique.

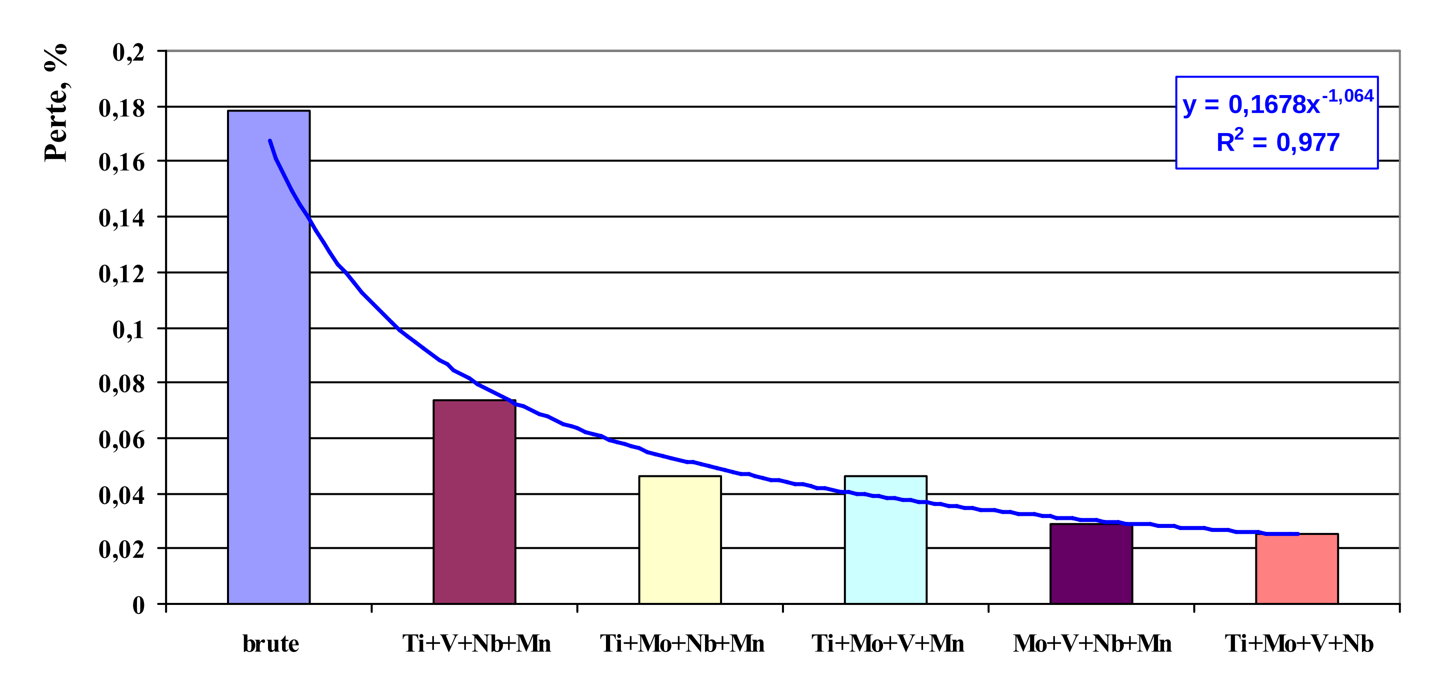


Figure 98. Perte en masse (%) par broyage de la fonte alliée à 0,5 % avec quatre éléments à l'état brut de coulée.

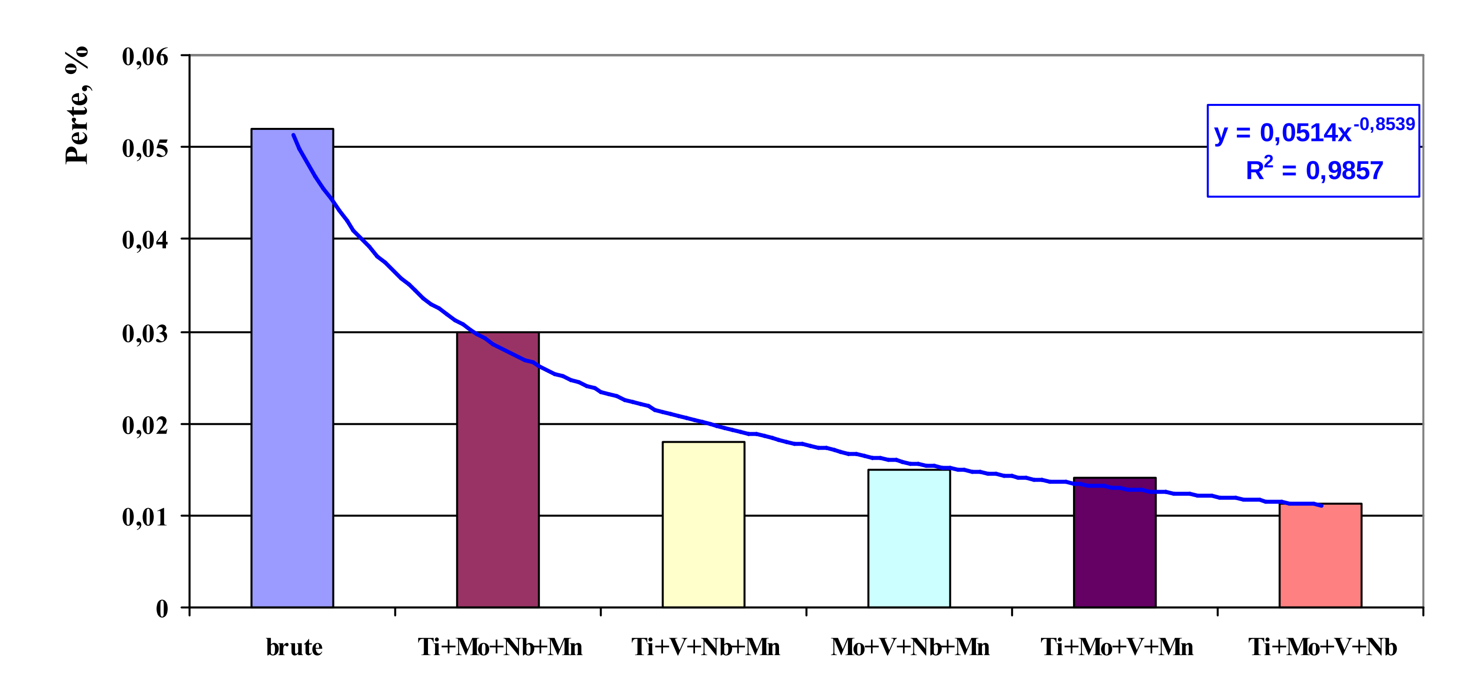


Figure 99. Perte en masse (%) par broyage de la fonte alliée à 0,5 % avec quatre éléments après traitement thermique.

IV.3.2. Usure par frottement

Comparativement à l'usure par broyage, l'usure par frottement est améliorée par le niobium à l'état brut de coulée comme à l'état traité (figure 100, 101). Au fur et à mesure que la teneur en ces éléments augmente, la résistance à l'usure par frottement exprimée en pourcent s'améliore. Le manganèse reste de loin l'élément qui a le moins agi sur la résistance à l'usure par frottement à l'état brut de coulée. On remarque qu'à l'état traité, l'influence du molybdène est très proche de celle du niobium, par contre l'action du titane, du vanadium et du manganèse est pratiquement identique.

Lors de l'addition à la fonte de deux éléments, la perte en masse par frottement décroît progressivement. La plus faible perte est obtenue avec la combinaison Nb-Mn à l'état brut de coulée (figure 102), par contre, à l'état traité l'association du Nb - V, du Mn - V et du V - Mo a favorisé la même perte (figure 103).

Lors de l'introduction de trois éléments dans la fonte expérimentée, le Mn-Nb-Ti est l'addition la plus influente sur la perte à l'état brut de coulée (figure 104), par contre à l'état traité le Ti-Mo-Mn s'avère le mieux adapté dans ce cas (figure 105).

La fonte alliée à quatre éléments a donné une meilleure résistance avec la combinaison Ti-Mo-V-Mn à l'état brut de coulée (figure 106) et avec Ti-Mo-V-Nb après traitement thermique (figure 107).

Lors de cet essai, on remarque que la meilleure résistance à l'usure par frottement est obtenue par l'addition de deux éléments (soit Nb-V, Mn-V ou V-Mo). On peut conclure aussi que l'association du manganèse avec un, deux ou trois éléments donne des résistances à l'usure appréciables.

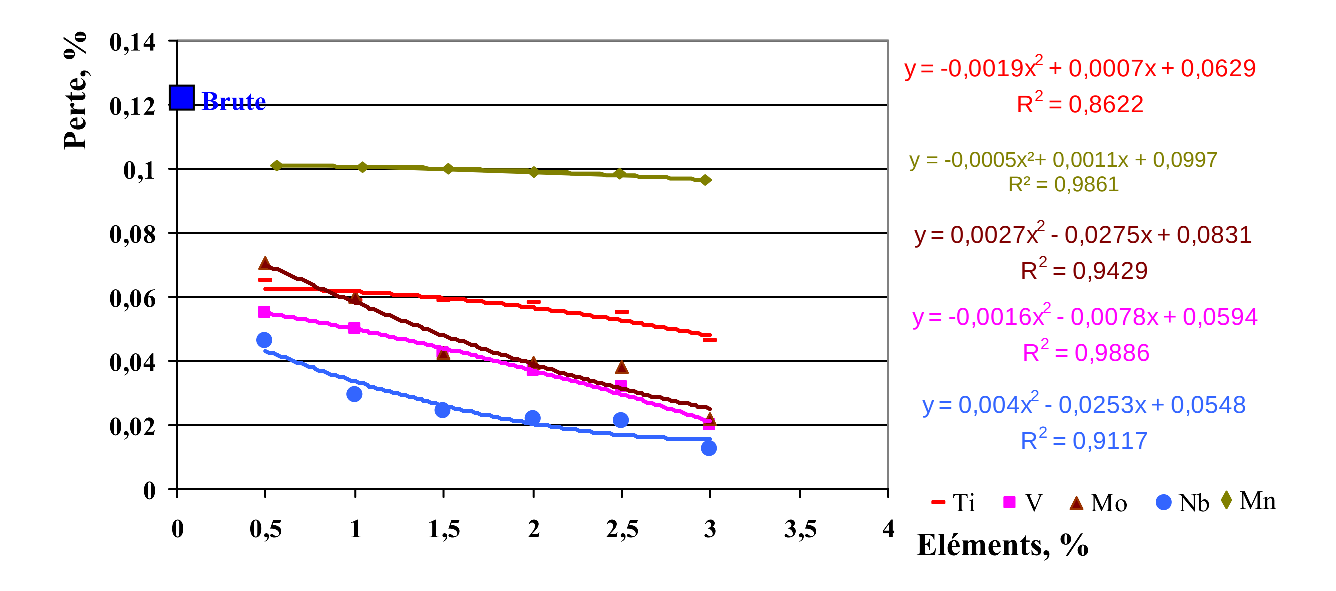


Figure 100. Perte en masse (%) par frottement de la fonte alliée au Ti, V, Mo, Nb et Mn à l'etat brut de coulée.

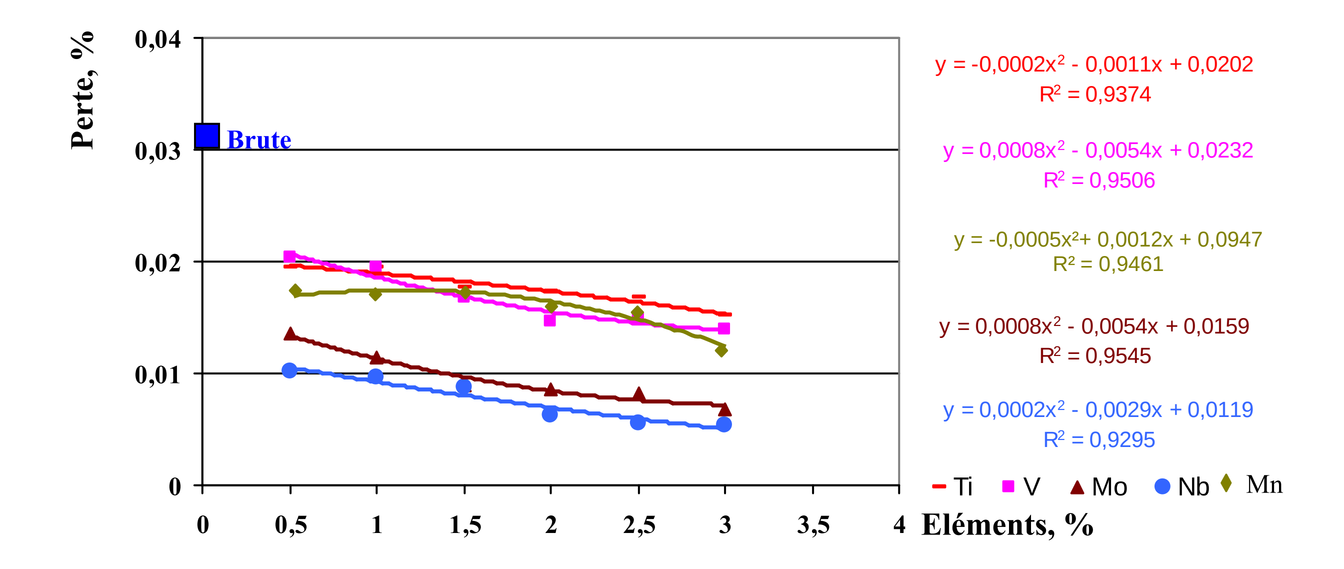


Figure 101. Perte en masse (%) par frottement de la fonte alliée au Ti, V, Mo, Nb et Mn après traitement thermique.

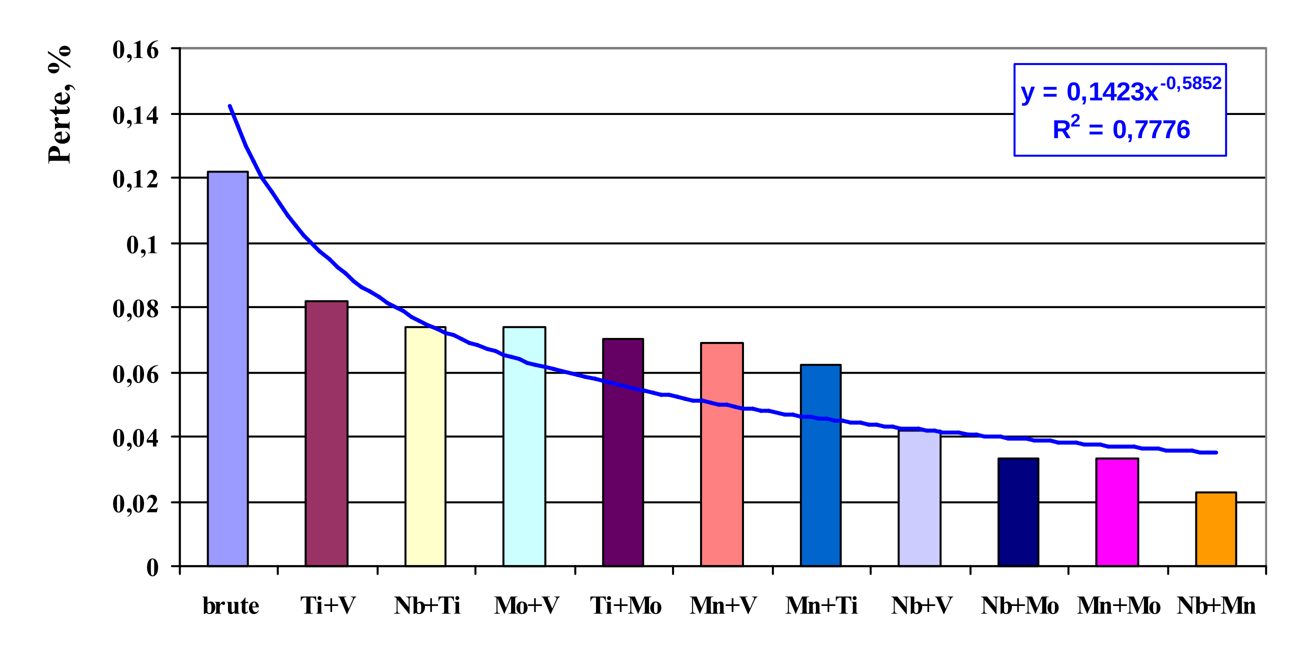


Figure 102. Perte en masse (%) par frottement de la fonte alliée à 0,5 % avec deux éléments à l'état brut de coulée.

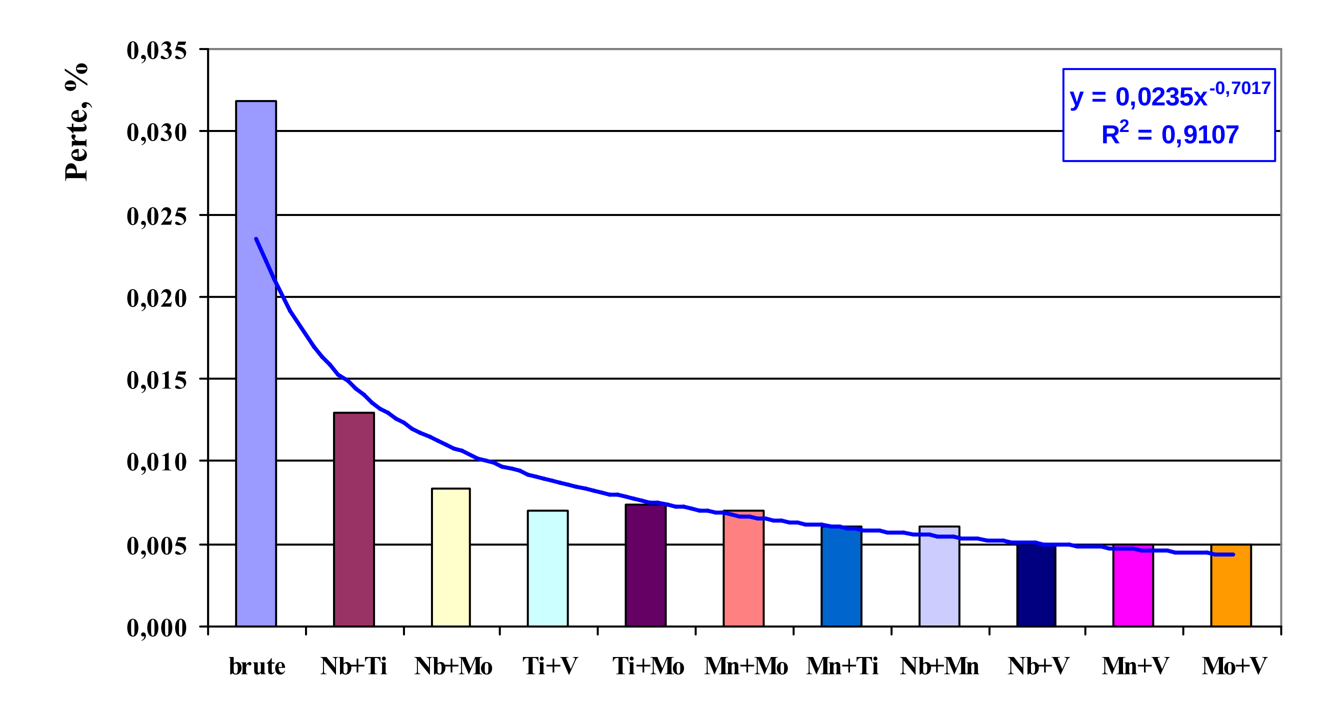


Figure 103. Perte en masse (%) par frottement de la fonte alliée à 0,5 % avec deux éléments après traitement thermique.

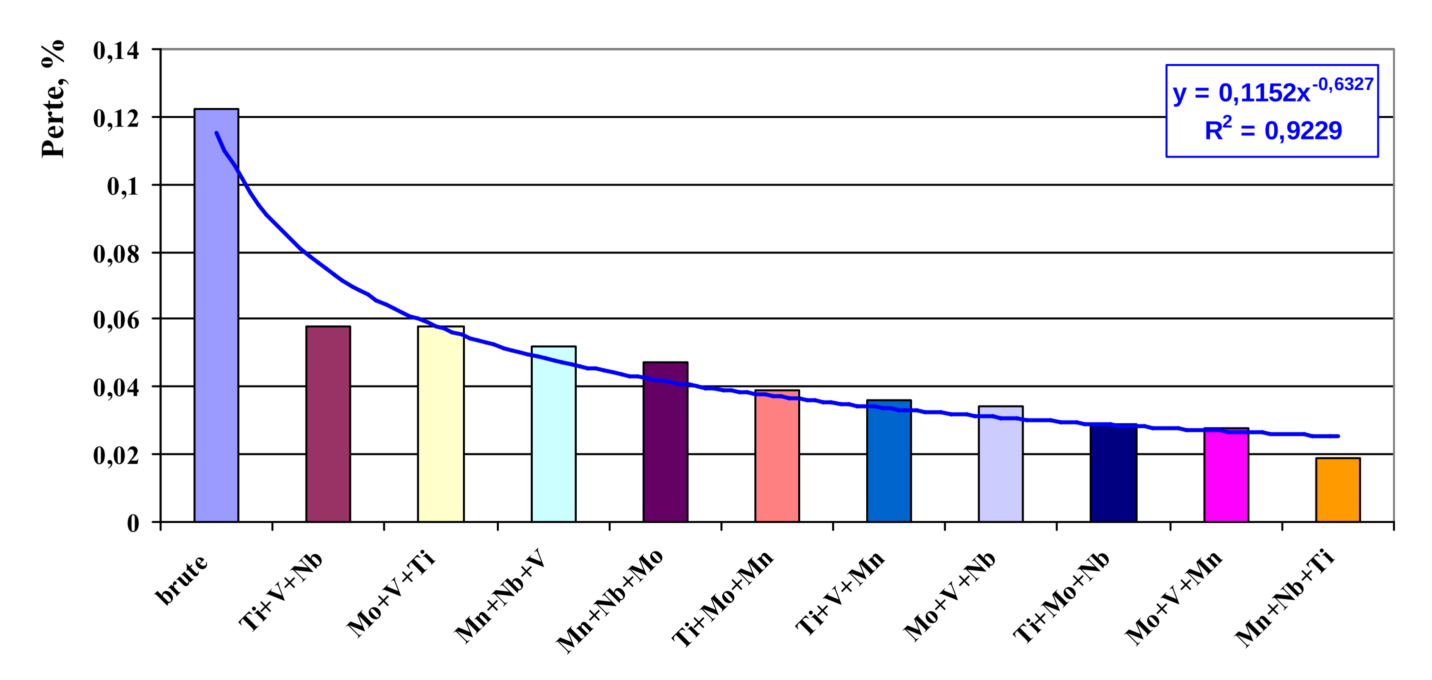


Figure 104. Perte en masse (%) par frottement de la fonte alliée à 0,5 % avec trois éléments à l'état brut de coulée.

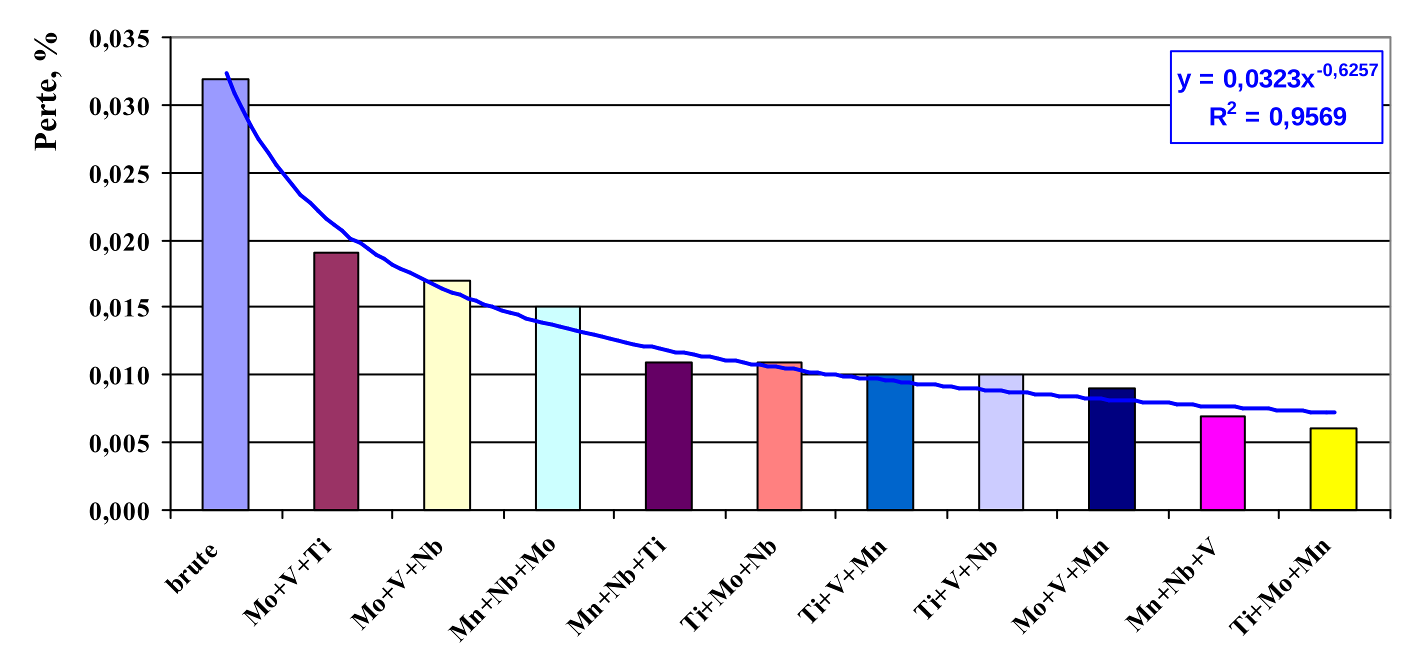


Figure 105. Perte en masse (%) par frottement de la fonte alliée à 0,5 % avec trois éléments après traitement thermique.

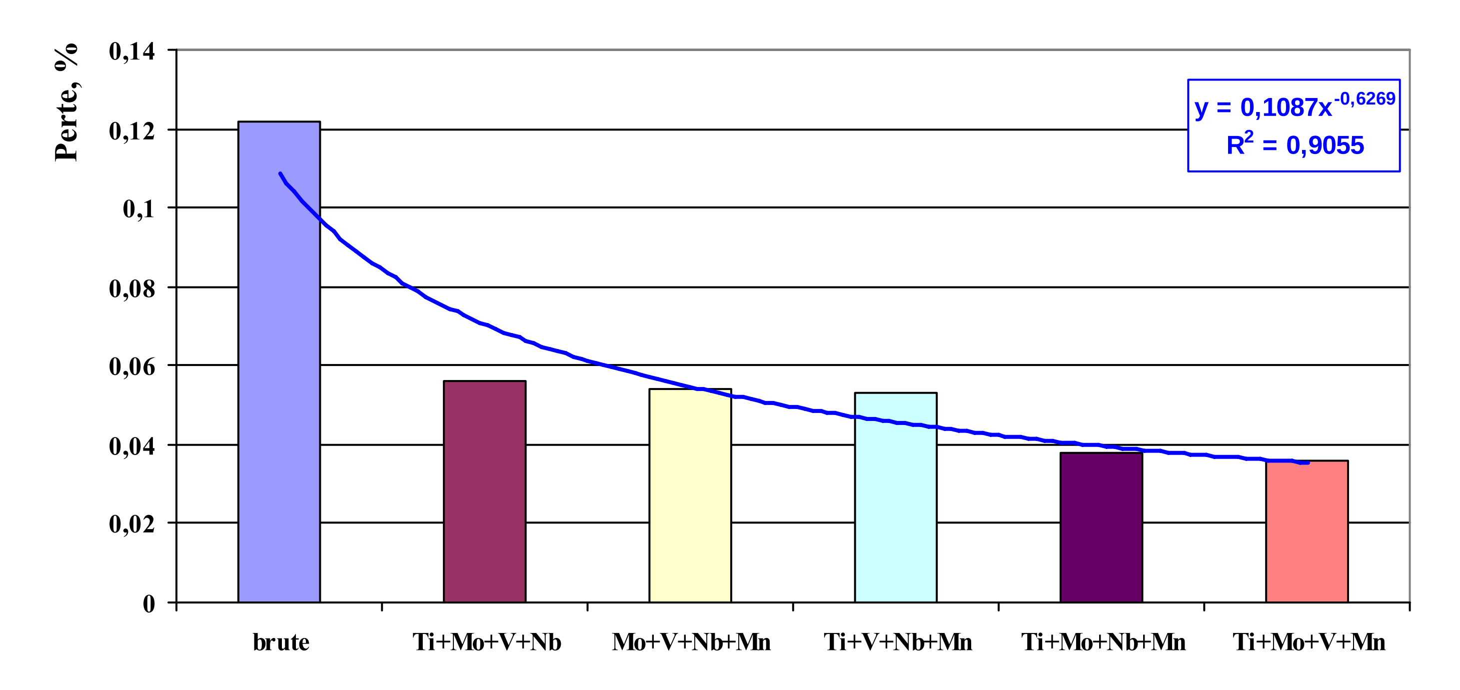


Figure 106. Perte en masse (%) par frottement de la fonte alliée à 0,5 % avec quatre éléments à l'état brut de coulée.

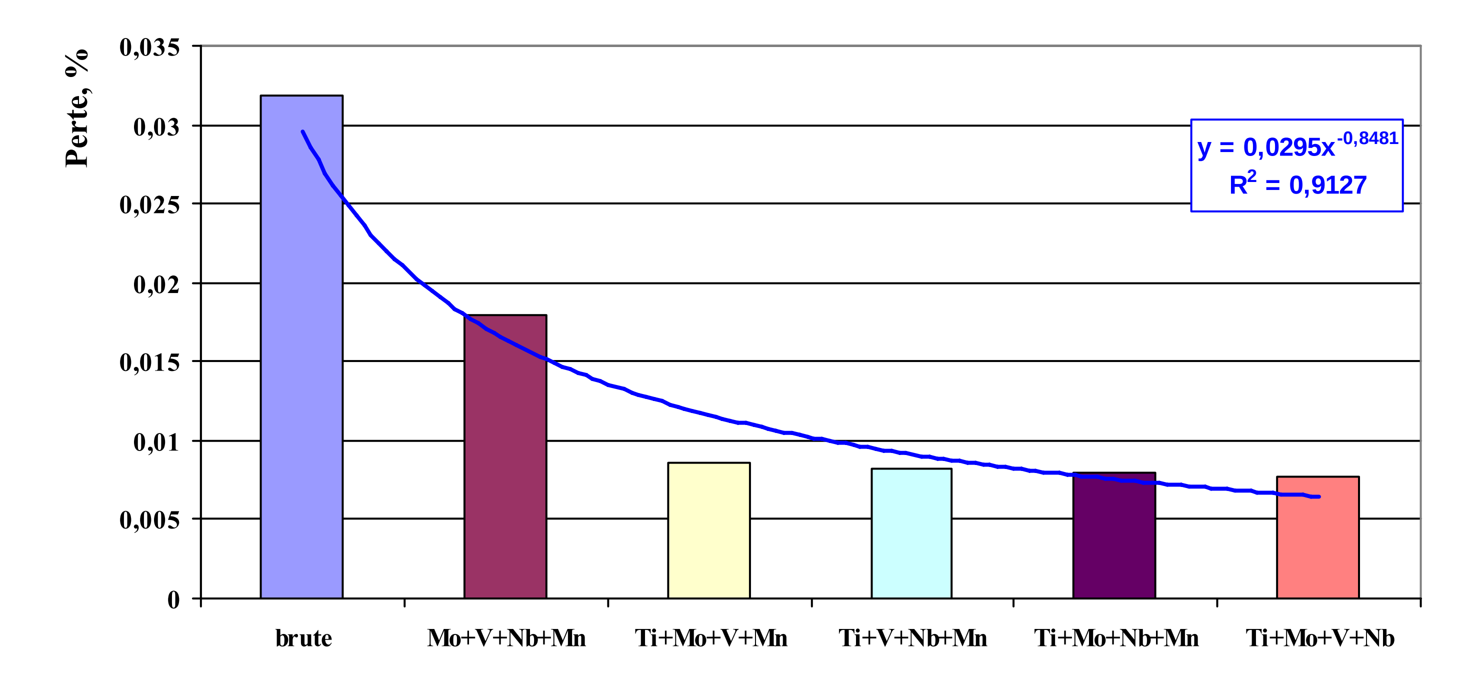


Figure 107. Perte en masse (%) par frottement de la fonte alliée à 0,5 % avec quatre éléments après traitement thermique.

V. CONCLUSION

Notre étude porte sur les alliages de type Fe-C-Cr, employés couramment pour la fabrication de certaines pièces telles que plaques de blindage, boulets de broyeurs, cylindres de laminoirs…etc. Pour cela, nous avons étudié plusieurs nuances à base de la fonte à 15 % de chrome. Nous avons additionné à cette dernière un certain nombre d'éléments carburigènes tels que le manganèse, le titane, le vanadium, le molybdène et le niobium. L'introduction de ces derniers s'est faite de 0 à 3 % avec un écart de 0.5 % dans le premier temps dans le cas d'un seul élément d'alliage. Ensuite l'ajout de ces derniers s'est fait sous forme de combinaison de deus, trois et quatre éléments en fonction de leur disponibilité à 0.5 %.

Les essais métallographiques, de dureté et d'usure (par abrasion et par frottement) ont donné dans leur ensemble des résultats satisfaisants comparativement à ceux de la fonte de base produite à la fonderie de Tiaret.

L'étude métallographique a révélé plusieurs structures de mêmes constituants mais de finesse et de répartition très variables en fonction de l'action des éléments ajoutés. L'introduction d'un seul élément dans la fonte a montré que le manganèse à 2.5 % a donné une structure métallographique dans laquelle l'eutectique carburigène s'est présenté en quantité plus importante que dans les autres cas et bien distribué dans la matrice. Dans le cas de deux éléments, c'est la combinaison (Mn - Ti) qui s'est révélée la mieux adaptée. A trois éléments, l'association de (Mo-Ti-V) est celle qui a le mieux influencé sur la structure tant en finesse qu'en répartition. Lors de l'addition de quatre éléments, le cas du (Ti-Mo-Nb-Mn) est celui qui a agi le mieux sur la cristallisation de la fonte en formant une structure composée d'un eutectique bien distribué et fin.

La métallographie des différentes fontes étudiées a montré que l'addition de trois éléments (Mo-V-Ti) a donné la structure la plus recherchée en finesse et en distribution des constituants structuraux.

L'addition des différents éléments considérés dans la fonte étudiée a permis une amélioration très remarquée de la dureté à l'état brut de coulée comme à l'état traité. Cette élévation de dureté est très sensible surtout pour l'état brut de coulée où cette propriété a été augmentée de 61 HB à 237 HB. Celle ci est surtout remarquable par l'action du molybdène. Par contre, après traitement thermique, l'amélioration de la dureté se situe entre 60 HB et 115 HB. L'élément ayant influencé le plus cette caractéristique est le titane mais à partir de 1.5 %. Le manganèse introduit à 0.5 % dans la fonte a agi aussi efficacement que dans le cas de l'addition de deux, trois ou quatre éléments après traitement thermique.

On peut donc recommander dans le cas de cette étude d'allier la fonte au chrome soit à 0.5% à 0.5 % Mn, 0.5 % (Nb-V), 0.5% (Mn-V), 0.5 % (Ti-V) ou à 0.5 % (Mo-V-Mn) pour obtenir de fortes duretés car ces différentes combinaisons ont donné des duretés presque similaires (proches les unes des autres). Mais, en considérant les conditions économiques de l'entreprise, il est judicieux d'utiliser le manganèse. La dureté ne peut pas être prise seule comme critère de réception des pièces destinées à travailler à l'usure.

Parmi les conditions d'exploitation des fontes étudiées, la tenue à l'usure est la caractéristique la plus demandée. L'essai d'usure s'avère donc très important pour mener à bien cette étude. Lors de l'essai d'usure par broyage, il ressort que l'addition de 0.5 % (Mo – Mn) a donné la meilleure résistance à l'usure par abrasion parmi toutes les fontes testées. Par contre pour l'essai d'usure par frottement, nous avons obtenu la meilleure résistance avec trois couples d'élément d'alliage introduits à 0.5 %, à savoir (V – Nb), (Mn – V) ou (Mo – V). Ces deux propriétés sont considérées à l'état traité, et le traitement thermique employé est le même que celui appliqué à la fonte produite à la fonderie de Tiaret.

Par cette étude, nous avons montré que l'addition des éléments carburigène, la nature de la matrice et celle de l'eutectique carburigène jouent un rôle très important sur les propriétés de la fonte et surtout sa résistance à l'usure.

Ce travail nous permis d'optimiser et de recommander à l'Algérienne des Fonderies de Tiaret des compositions chimiques qui peuvent répondre à leur attente.

RESUME

Au cours de ces dernières années, s'est beaucoup accru l'intérêt provoqué par les alliages Fe-C-Cr. Toutefois, et en dépit de l'abondante documentation qui leur a été consacrée dans notre plan théorique et sur le terrain même de leur application « à savoir l'usure ». La plupart des pièces coulées dans ces alliages doivent impérativement résister à l'usure par frottement et abrasion. Ces deux domaines particuliers ont vu, néanmoins, se réaliser de grands progrès dans la connaissance de ces alliages (nuances à 15 % Cr), et c'est à partir des travaux [1], que les chercheurs de tous pays se sont intéressés par ces problèmes.

Dans cette étude, nous avons testé plusieurs alliages à base d'une fonte au moyen chrome utilisée pour la fabrication des pièces travaillant à l'usure. Le but de ce travail est d'allier la fonte de base avec un groupe d'éléments carburigènes (Mo, Ti, Nb, Mn et V). Au début, l'addition s'est faite avec un seul élément, puis deux, trois et enfin quatre dans l'optique d'optimiser une composition chimique d'une fonte au chrome alliée possédant de hautes résistances à l'usure par abrasion et par frottement.

L'introduction de ces éléments a faiblement influencé la nature de la structure, mais a permis la formation d'eutectique carburigène complexe. L'addition des différents éléments considérés dans la fonte étudiée a permis une amélioration très remarquée de la dureté à l'état brut de coulée comme à l'état traité. Cette élévation de dureté est très sensible surtout pour l'état brut de coulée où cette propriété a été augmentée de 61 HB à 237 HB. Celle-ci est surtout remarquable par l'action du molybdène. Par contre, après traitement thermique, l'amélioration de la dureté se situe entre 60 HB et 115 HB. L'élément ayant influencé le plus cette caractéristique est le titane mais à partir de 1.5 %. Le manganèse introduit à 0.5 % dans la fonte a agi aussi efficacement que dans le cas de l'addition de deux, trois ou quatre éléments à l'état traité.

Lors de l'essai d'usure par broyage, il ressort que l'addition de 0.5 % (Mo-Mn) a donné la meilleure résistance à l'usure par abrasion parmi toutes les fontes testées. Par contre pour l'essai d'usure par frottement, nous avons obtenu la meilleure résistance avec trois couples d'élément d'alliage introduits à 0.5 %, à savoir (V-Nb), (Mn- V) ou (Mo-V). Ces deux propriétés sont considérées à l'état traité, et le traitement thermique employé est le même que celui appliqué à la fonte produite à la fonderie de Tiaret.

Nous avons montré par cette étude l'importance d'allier une fonte avec plusieurs éléments, puisque cette opération a permis d'élever la propriété principale (résistance à l'usure) en moyenne de cinq fois.

Summary

During these last years, the interest caused by the alloys Fe-C-Cr increased much. However, and in spite of the abundant documentation which was devoted to them in our theoretical plan and on the ground even of their application "to knowing wear" since the majority of the castings in these alloys must imperatively resist the abrasive wear and abrasion. These two particular fields saw, nevertheless, making great progress in the knowledge of these alloys, the nuances 15 %, it is starting from their work, that the researchers of all countries, interested by these problems. We applied various tests to highlight studied alloys.Thus a double phenomenon appeared: on the one hand we have to grow rich knowledge relating to alloys studied with the additional addition by only one alloy element to 0.50 %, on the other hand the combination of the addition with two, three and four elements to 0.50 % for each elements.

Confronted with multiplicity of studied alloys and the complexity of the phenomena to be analyzed, it is difficult to choose the precise object of our study. We chose a work in two phases:

- Checking of given documentation;
- Study practises selected alloys (characterization of certain mechanical properties).

The most interesting test is wear with two types: one simulating the behaviour with the wear of an armour-plate "abrasive wear", the other representing the resistance of a ball of crushing "wear by crushing where wear by abrasion".

With the exit of these tests, the resistance of the cast iron to chromium-molybdenum appeared the best for wear by crushing and with niobium for the abrasive wear; other alloys being adapted respectively better to where to the other mechanism of wear. The cast iron with chromium-molybdenum and chromium-niobium with thus is the object.

This work tété realized thanks to the techniques use of our laboratory such as the microdurometer, the machine of Vickers pyramid hardness and the devices of two modes of wears used.

We thus proposed an alloy with molybdenum and niobium with austenitic matrix which, as of the rough state of casting, appeared particularly resistant to wear.

Thus we have major importance of the addition of the carbide-forming elements such as molybdenum, niobium, titanium, vanadium and manganese to improve the properties such as the wear resistance by friction and abrasion of our cast iron.